

**Analytische Behandlung der Lötbruchentstehung und
Untersuchung zum direkten Warmwalzen von
niedrigkohlenstoffhaltigem, kupfer- und zinnlegiertem
Dünnband, erzeugt auf einer Zweiwalzen-Gießanlage**

Dissertation zur Erlangung des akademischen Grades eines
Doktors der Ingenieurwissenschaften

vorgelegt von Diplom-Ingenieur
Stephan Jean-Marie Ivan Pötschke
aus Aachen

genehmigt von der Fakultät für Natur- und
Materialwissenschaften der Technischen Universität Clausthal

Tag der mündlichen Prüfung: 10.Juni 2005

Dekan: Prof. Dr. W. Schade
Hauptberichterstatte: Prof. Dr.-Ing. K.-H. Spitzer
Berichterstatte: Prof. Dr.-Ing. G. Frommeyer

Die Arbeit wurde in der Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH und
der Technischen Universität Clausthal angefertigt.

Danksagung

Die vorliegende Dissertation wurde in der Zeit von September 2001 bis Dezember 2004 am Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH, Düsseldorf, erstellt.

Herrn Dr. A.R. Büchner, dem kommissarischen Leiter der Abteilung Metallurgie und Prozesstechnik, gilt mein besonderer Dank für die Unterstützung und das Vertrauen bei der Durchführung der Arbeit. Er betreute die Arbeit stets mit großer Begeisterung, die vielfältigen Diskussionen führten zu Anregungen und Erkenntnissen.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. K.H. Spitzer, Institut für Metallurgie der Technischen Universität Clausthal, für die freundliche und offene Übernahme des Gutachtens und die anregenden fachlichen Diskussionen.

Herrn Prof. G. Frommeyer, Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH, danke ich für die Übernahme des Korreferats sowie die fachlichen Diskussionen.

Dr. R. Kaspar vom Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH danke ich für die vielen erkenntnisreichen Fachgespräche.

Meine besondere Anerkennung gilt Frau M. Engel, die als Werkstoffprüferin mit großer Aufmerksamkeit und zuverlässigem Einsatz sehr zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen hat.

Dem Swedish Institute for Metals Research, im Besonderen den Herren Dr. B. Hutchinson und J. Eliasson, danke ich für die freundlicherweise zur Verfügung gestellten Messdaten aus den Lötbruchuntersuchungen. Mein Dank gilt weiterhin der Firma Houghton, Aachen, die für die Warmwalzversuche das Walzöl und den Herren Prof. W. Bleck und U. Lorenz vom Institut für Eisenhüttenkunde der RWTH-Aachen, die das ZTU-Diagramm des St 14 zur Verfügung stellten.

Mein besonders herzlicher Dank gilt meiner Familie, die für mich stets eine wichtige Unterstützung ist.

Inhaltsverzeichnis

1	Thema und Aufgabenstellung	1
2	Stand des Wissens	3
2.1	Technologische Anforderungen an Tiefziehstähle	3
2.2	Texturdarstellung von Tiefziehstählen	4
2.3	Konventionelle Fertigung von Tiefziehstählen	6
2.3.1	Warmwalzen	6
2.3.1.1	Warmwalzen im Austenitgebiet	6
2.3.1.2	Warmwalzen im γ - α -Zweiphasengebiet	8
2.3.1.3	Warmwalzen im Ferritgebiet	10
2.3.2	Kaltwalzen	11
2.3.3	Rekristallisationsglühen	12
2.3.4	Einsatz von Schmierstoffen	13
2.4	Eigenschaften von dünnem Warmband	14
2.4.1	Ungewalztes Warmband	14
2.4.2	Nachbehandeltes ungewalztes Warmband	16
2.4.3	Warmgewalztes Warmband	17
2.5	Herkunft und Wirkung lötbruchrelevanter Elemente im Stahl	18
2.5.1	Lötbruchrelevante Elemente in der Stahlherstellung	18
2.5.2	Ursache und Vermeidung von Lötbruch	19
2.5.2.1	Anreicherung von Kupfer	20
2.5.2.2	Benetzung der Korngrenzen	24
2.5.2.3	Oxidationstemperatur, Verformungstemperatur und Oxidationsatmosphäre	26
2.5.2.4	Einfluss zusätzlicher Legierungselemente	28
2.5.3	Einfluss von Kupfer und Zinn	31
2.5.3.1	Korrosionsschutz	31
2.5.3.2	Warmduktilität	32
2.5.3.3	Keimbildung und Kornwachstum	32
2.5.3.4	Mischkristall- und Ausscheidungshärtung	34

3	Modellbetrachtungen zur Lötbrüchigkeit	37
3.1	Experimentelle Lötbruchkurven	37
3.2	Oxidation - lineares und parabolisches Zeitgesetz	40
3.3	Zusammensetzung der Oxidschichten	42
3.4	Modell für die Lötbruchkurvenberechnung	43
3.4.1	Aufbauphase	45
3.4.2	Kritische Kupferschichtdicke	49
3.4.3	Berechnung der Lötbruchkurven	50
3.5	Kupfergrenzwert für niedrigkohlenstoffhaltiges Stahlband . . .	54
3.5.1	Einfluss weiterer Elemente	57
4	Dilatometerversuche	59
4.1	γ - α -Phasenumwandlungsintervall	59
4.2	Gefüge	61
4.3	Fließspannung	64
5	Temperaturfeld im Dünnband	67
5.1	Temperaturfeld während des Warmwalzens	67
5.2	Temperaturausgleich nach dem Warmwalzen	68
5.3	Temperaturverlauf für einen typischen Walzvorgang	69
6	Warmband	72
6.1	Versuchsaufbau und -durchführung	73
6.1.1	Walzgießanlage	73
6.1.2	Walzwerk	75
6.1.3	Abschreckbecken	77
6.2	Ergebnisse und Diskussion	77
6.2.1	Walzkräfte	77
6.2.2	Rissbildung	78
6.2.2.1	Rissausbildung während des Bandgießens . . .	79
6.2.2.2	Rissausbildung durch Lötbruch	79
6.2.2.3	Rissausbildung durch Warmwalzen	80
6.2.3	Gefüge	82
6.2.3.1	Dendritisches Erstarrungsgefüge	83
6.2.3.2	Austenitkorgrenzen	83
6.2.3.3	Warmbandgefüge	83

7	Kaltband	94
7.1	Glüh- und Nachbehandlungen	94
7.2	Ergebnisse und Diskussion	95
7.2.1	Haspelglühung	95
7.2.2	Kaltwalzen	96
7.2.3	Gefüge	97
7.2.4	Textur	101
7.2.5	Mechanische Eigenschaften	104
7.2.5.1	Anisotropie	104
7.2.5.2	Zugversuche	108
8	Zusammenfassende Diskussion	112

Abbildungsverzeichnis

2.1	Euler-Raum	5
2.2	Kritische Fließspannung	10
2.3	Anreicherung der Kupferphase	21
2.4	Zweistoffsystem für Eisen- und Siliziumoxid	22
2.5	Struktur und Aufbau der Grenzfläche Stahl-Oxid	24
2.6	Oberflächenspannungen in den Korngrenzen	25
2.7	Benetzungswinkel zwischen Kupfer und Stahl	25
2.8	Lötbrüchigkeit bei verschiedenen Gaszusammensetzungen	27
2.9	Abhängigkeit der Rissbildung vom Siliziumgehalt	29
2.10	Einfluss von Drittelementen auf die Löslichkeit von Kupfer	30
2.11	Einschnürung bei verschiedenen Warmumformtemperaturen	33
2.12	Streckgrenze in Abhängigkeit von der Anlasstemperatur	35
3.1	Exp. Lötbruchkurven für Oxidation an Luft	39
3.2	Exp. Lötbruchkurven für Ox. bei var. Sauerstoffgehalten	40
3.3	Volumenanteil flüssiger Schlacke	44
3.4	Volumenanteil des Silizium- und Eisenoxids	44
3.5	Aufbau des Diffusionsgradienten unter der Stahloberfläche	46
3.6	Rechnerisch bestimmte Dauer der Aufbauphase für Kupfer	47
3.7	Rechnerisch bestimmte Dauer der Aufbauphase für Zinn	48
3.8	Risstiefe in Abhängigkeit von der Kupferschichtdicke	50
3.9	Mechanismus der Einschlussbildung	51
3.10	Ber. Lötbruchkurven für Oxidation an Luft	52
3.11	Ber. Lötbruchkurven für Ox. bei var. Sauerstoffgehalten	53
3.12	Temperaturmaximum für Lötbruch	54
3.13	Berechnung der Kupferschichtdicke	56
3.14	Berechnete Kupferobergrenze	57
4.1	ZTU-Diagramm des St 14	61
4.2	γ - α -Umwandlungsintervall	62

4.3	Gefüge der Dilatometerproben ohne Kupfer	63
4.4	Gefüge der Dilatometerproben mit Kupfer	65
4.5	Fließspannungen, gemessen im Dilatometer	66
5.1	Verwendung des Plattenmodells	69
5.2	Beispiel für den Temperaturverlauf bei Warmumformung	70
6.1	Darstellung der verwendeten Laborwalzgießanlage	74
6.2	Walzkraft beim direkten Warmwalzen	78
6.3	Mit metallischem Kupfer gefüllter Riss	80
6.4	Rissbeeinflussung durch die Warmwalztemperatur	81
6.5	Erstarrungsgefüge und Austenitkorngrenzen	84
6.6	Warmbandgefüge ohne Warmwalzstich	85
6.7	Korngröße für verschiedene Kupferkonzentrationen	86
6.8	Korngröße für verschiedene Umformparameter	87
6.9	Warmbandgefüge nach Warmumformung	89
6.10	Mischgefüge nach Warmumformung	91
6.11	Makroseigerung	93
7.1	Temperaturverlauf bei der Haubenglühsimulation	95
7.2	Vickers-Härte nach der Haspelglühung	96
7.3	Gefüge des kaltgewalzten Warmbands	97
7.4	Gefüge des rekristallisierten Kaltbands	99
7.5	Korngröße in Abhängigkeit verschiedener Warmwalzparameter	100
7.6	Rekristallisierter Anteil im Kaltband	101
7.7	Korngröße in Abhängigkeit von der Kupferkonzentration	102
7.8	Textur nach verschiedenen Warmwalzgraden	103
7.9	Textur für verschiedene Kupferkonzentrationen	104
7.10	Aus den Texturmessungen berechnete Anisotropie	106
7.11	Abmessungen der Zugproben	108
7.12	Mechanische Eigenschaften aus den Zugversuchen	109

Tabellenverzeichnis

3.1	Stahlzusammensetzung der Stauchproben	38
3.2	Angenommene Stahlzusammensetzung für die thermodynamischen Berechnungen	42
4.1	Stahlzusammensetzung der Dilatometerproben	60
5.1	Verwendete Warmwalzparameter bei der Berechnung des Temperaturverlaufs	71
6.1	Stahlzusammensetzung des Dünnbands	73
7.1	Auszug aus der DIN EN 10130	105
8.1	Tabellarische Zusammenfassung	114

Symbolverzeichnis

Symbol	Bezeichnung	Einheit
A	Fläche	m ²
a	Wärmeeindringkoeffizient	m ² /s
A _{e3}	Liquidustemperatur untereutektoider Stähle im thermodynamischen Gleichgewicht	°C
a _{O₂}	Sauerstoffaktivität	-
A _{r3}	Liquidustemperatur beim Abkühlen untereutektoider Stähle	°C
b	Bandbreite	m
B _R	Konstante	-
B _{WU}	Konstante	-
c ₀	mittlere Kupferkonzentration im Stahl	-
c _{Cu}	Kupferkonzentration	-
c _{gr}	Kupferkonzentration in der Stahloberfläche	-
C _m	Konstante	-
c _{max}	Löslichkeitsgrenze von Kupfer in Eisen	-
c _p	Spezifische Wärmekapazität	J/kgK
δ	Konstante	-
d _B	Banddicke	m
δc	Diffusionsreichweite	m
d _{Cu}	Kupferschichtdicke	m
\dot{d}_{Cu}	Zeitliche Änderung der Kupferschichtdicke	m/s
d _{ox}	Oxidschichtdicke	m
Δr	Planare Anisotropie	-
D _{St} ^{Cu}	Diffusionskonstante für Kupfer in Stahl	m ² /s
D _{St} ^{Sn}	Diffusionskonstante für Zinn in Stahl	m ² /s
Δx	Oxidschichtdicke	m
ε	Emmissionskoeffizient	-

Symbol	Bezeichnung	Einheit
$\dot{\epsilon}$	Zeitliche Änderung der bezogenen Abmessungsänderung	s^{-1}
ϵ_w	Wahre Dehnung	-
γ	Oberflächenspannung	N/m
j	Diffusionsstrom	kg/m^2s
φ	Logarithmischer Umformgrad	-
Φ	Euler-Winkel	°
φ_1	Euler-Winkel	°
φ_2	Euler-Winkel	°
j_{ok}	Kupferstrom durch Okklusion	kg/m^2s
j_{ox}	Kupferstrom durch Oxidation	kg/m^2s
j_{st}	Diffusionsstrom von Kupfer im Stahl	kg/m^2s
j_{zu}	Kupferkumulationsstrom an der Stahloberfläche	kg/m^2s
K	Festigkeitskoeffizient	N/mm^2
k	Konstante	$1/K^3s$
k_{kfm}	Mittlere Fließspannung	N/mm^2
k_l	Lineare Oxidationskonstante	kg/m^2s
k_p	Parabolische Oxidationskonstante	kg^2/m^4s
λ_1	Primärdendritenarmabstand	μm
μ	Haftreibungskoeffizient	-
m	Masse	kg
M_{Fe}	Molare Masse des Eisens	kg/m^3
M_O	Molare Masse des Sauerstoffs	kg/m^3
\dot{m}_l	Lineare Massenzunahme	kg/s
\dot{m}_p	Parabolische Massenzunahme	kg/s
n	Verfestigungsexponent	-
\emptyset	Durchmesser	m
p_{O_2}	Sauerstoffpartialdruck	bar
r	Senkrechte Anisotropie	-
r_{90}	Senkrechte Anisotropie, 90° zur Gießrichtung	-
ρ_{Cu}	Dichte des Kupfers	kg/m^3
ρ_{Fe}	Dichte des Eisens	kg/m^3
r_m	Mittlere senkrechte Anisotropie	-
σ	Stefan-Boltzman-Konstante	W/m^2K^4
T	Temperatur	K
ϑ	Temperatur	°C
$\dot{\vartheta}$	Zeitliche Änderung der Temperatur	°C/s

Symbol	Bezeichnung	Einheit
t	Zeit	s
T_0	Ausgangstemperatur	K
ϑ_G	Temperatur des Walzguts	$^{\circ}\text{C}$
ϑ_k	Konstante Temperatur	$^{\circ}\text{C}$
ϑ_{liq}	Schmelzpunkt	$^{\circ}\text{C}$
ϑ_m	Veränderliche Temperatur	$^{\circ}\text{C}$
t_u	Übergangszeitpunkt von linearer zu parabolischer Oxidation	s
v_{gr}	Geschwindigkeit der Grenzfläche Oxid-Stahl	m/s
v_s	Lokale Geschwindigkeit der Grenzfläche Oxid-Schlacke	m/s
X	Halbe Plattendicke	m
x	Strecke	m

1 Thema und Aufgabenstellung

Seit jeher spielt bei der Herstellung von Stahl die Effizienz eine wesentliche Rolle. Aus diesem Antrieb heraus sind Verfahren für das endabmessungsnahe Gießen von Stahl entstanden. Einige von ihnen, wie das CSP (Compact-Strip-Production)-Verfahren, sind bereits im industriellen Maßstab im Einsatz. Das CSP-Verfahren erlaubt das Vergießen von Dünnbrammen der Mindestdicke 45 mm [1]. Für noch geringere Banddicken ist der Einsatz von mitlaufenden Korkillen notwendig. In diesem Fall wird die Schmelze zum Erstarren auf oder zwischen sich drehende Bänder oder Walzen gegossen. Nennenswert sind das DSC (Direct-Strip-Casting)-Verfahren, das die Herstellung von Bandprodukten der Dicke 8–15 mm erlaubt [2], das TRC (Twin-Roll-Casting)-Verfahren nach Bessemer, das die Herstellung von Dünnband der Dicke 1–5 mm ermöglicht [3] oder für sehr geringe Banddicken zwischen 30 und 200 μm die Meltspin- und In-rotating-liquid-spinning-Verfahren [4]. Diese technisch aufwendigen Verfahren haben in den vergangenen Jahren eine deutliche Weiterentwicklung erfahren und stehen auf der Schwelle zum industriellen Einsatz.

Die wesentlichen Vorteile dieser Prozesse liegen sowohl in der Einsparung einer Vielzahl von Anlagenkomponenten, ermöglicht durch die endabmessungsnahen Banddimensionen, als auch in der Möglichkeit zur Bereitstellung neuer Produkte, welche durch die in Sekundenbruchteilen beendete Erstarrung und Bandbildung, aber auch durch die rasche Abkühlung des dünnen Bandes ermöglicht werden [5].

Derart neue Produkte könnten Stähle sein, die einen erhöhten Anteil Kupfer und Zinn besitzen, z.B. aus Stahlschrott. Kupfer- und zinnreicher Schrott ist preiswert auf dem Markt erhältlich, da die Fremdelemente als Verunreinigungen gelten und in den konventionellen Herstellungsverfahren nicht oder nur in sehr geringen Mengen verwendet werden können. Die edlen Metalle Kupfer und Zinn sind aus Stahlschrott nicht wirtschaftlich abtrennbar.

In Tiefziehstählen werden maximale Kupfer- und Zinn Grenzwerte von 0,1 Gew.-% bzw. 0,03 Gew.-% gefordert [6]. Ein Grund ist die Tiefziehbarkeit. Ein anderer Grund ist das Vermeiden von Lötbruch, der bei hohen Oxidationstem-

peraturen mit Kupfer auftritt und durch Zinn verstärkt wird. Für die konventionelle Herstellung von Stahl wird als Faustformel zur Vermeidung von Lötbruch der maximal zulässige Gehalt an Kupfer und Zinn wie folgt bestimmt: $\text{Cu} + 8 \cdot \text{Sn} \leq 0,4$ [Gew.-%] [7]. Eine hohe Abkühlrate, wie beim Dünnbandgießen, sollte diese Grenze zu höheren Werten hin verschieben, da der kritische Temperaturbereich schnell durchschritten wird [2].

Die endabmessungsnah gegossenen Banddicken haben den Nachteil der begrenzten Möglichkeit zur Warmumformung. Systematische und vertiefte Untersuchungen zum direkten Walzen von Dünnband, d.h. Warmwalzen in der ersten Hitze, sind bislang für das Zweiwalzen-Gießverfahren nicht bekannt. Die in den letzten Jahren zunehmende Prozessreife der Zweirollen-Walzgießanlagen und die gesammelten Erkenntnisse über die Eigenschaften von Dünnband im Gusszustand erfordern nunmehr weiterführende Untersuchungen zum direkten Warmwalzen.

Wesentliche Gründe für das direkte Walzen von Dünnband sind: Beseitigung von Lunkern und Porosität, Verbesserung der Oberflächenqualität, Korrektur der Bandgeometrie und gezielte Gefügebeeinflussung. Besonders anspruchsvoll sind in dieser Hinsicht die Tiefziehstähle. Sie werden weltweit in großen Mengen hergestellt und sind daher wirtschaftlich sehr interessant.

Aus diesen Betrachtungen ergibt sich als *Aufgabe dieser Arbeit*, die Kenntnisse zum Einfluss des direkten Warmwalzens auf Dünnband aus Tiefziehstahl zu erweitern, und Vorschläge für einen effizienten Einsatz des direkten Warmwalzens in der Praxis zu machen. Dabei soll der Einfluss der im Stahlschrott enthaltenen Fremdelemente Kupfer und Zinn für Dünnband neu bewertet werden.

Um dieser Aufgabe gerecht zu werden, behandelt die vorliegende Dissertation drei Hauptthemen: Die analytische modellmäßige Beschreibung der Wirkung von Kupfer und Zinn auf die Entstehung der Lötbrüchigkeit des Dünnbands, den Einfluss des direkten Warmwalzens sowie von Kupfer und Zinn auf die Mikrostruktur des Warmbands und die resultierenden Tiefzieheigenschaften des Kaltbands.

2 Stand des Wissens

2.1 Technologische Anforderungen an Tiefziehstähle

Die wesentlichen Forderungen an Tiefziehstähle sind ihre bestmögliche Tiefziehbarkeit und Kaltumformbarkeit. Nach DIN 10130 werden diese Qualitätsmerkmale an einer niedrigen Streckgrenze $R_{p0,2}$ und Zugfestigkeit R_m sowie Mindestwerte der Bruchdehnung A festgemacht. Weiterhin sind eine hohe senkrechten Anisotropie r und ein hoher Verfestigungsexponent n und schließlich eine planare Anisotropie Δr nahe 0 wesentliche Charakteristika.

Die Streckgrenze sollte möglichst niedrig liegen, um den Kraft- und Arbeitsbedarf während des Tiefziehprozesses zu minimieren. Dies wird durch Verminderung der Gleithindernisse im Material ermöglicht. Bedeutende Gleithindernisse stellen Korngrenzen dar, sodass ein grobes Korn vorteilhaft wäre. Eine Korngröße über $40 \mu\text{m}$ ist jedoch wegen der entstehenden „Apfelsinhaut“ und der damit verschlechterten Oberflächenqualität nachteilig. Weitere Gleithindernisse stellen feinstverteilte Ausscheidungen und eingelagerte interstitielle Fremdatome dar. Ein niedriger Gehalt an Fremdatomen und Ausscheidungen erhöht die Beweglichkeit der Versetzungen. Der Verfestigungsexponent steigt und die Einschnürung des tiefziehenden Bleches nimmt ab.

Zur Vermeidung einer Wanddickenschwächung während des Tiefziehens soll das Blech bevorzugt aus der Blechebene und nicht aus der Dicke heraus fließen. Das anisotrope Fließverhalten lässt sich über die Kenngröße der senkrechten Anisotropie, dem r -Wert, quantifizieren. Die senkrechte Anisotropie r stellt das Verhältnis zwischen der wahren logarithmischen Breiten- und der Dickenformänderung im einachsigen Zugversuch dar. Es gilt:

$$r = \frac{\varphi_{\text{Breite}}}{\varphi_{\text{Dicke}}} = \frac{\ln \frac{b_1}{b_0}}{\ln \frac{d_1}{d_0}} \quad (2.1)$$

Das beim Tiefziehen bevorzugte Fließen aus der Blechebene heraus stellt sich bei r -Werten größer 1 ein. Die Anisotropie ist von der Verteilung der Korn-

orientierung im Material abhängig. Mit zunehmendem Anteil parallel zur Blechebenennormale $\{111\}$ -orientierter Körner und abnehmendem Anteil $\{100\}$ -orientierter Körner erhöht sich der r -Wert. Für vollkommene Isotropie gelten die rechnerisch extremen r -Werte 0,1 für den Fall des bevorzugten Fließens aus der Blechdicke und 2,9 bei starkem Fließen aus der Blechebene. Durch die Mittelung der r -Werte von Zugproben unterschiedlicher Winkellage zur Walzrichtung, wird die mittlere Anisotropie r_m bestimmt. Es gilt:

$$r_m = \frac{r_0 + 2 \cdot r_{45} + r_{90}}{4} \quad (2.2)$$

Unterschiedlich hohe r -Werte für verschiedene Winkellagen zur Walzrichtung, lassen sich durch die planare Anisotropie Δr beschreiben, die wie folgt definiert ist:

$$\Delta r = \frac{r_0 + r_{90} - 2 \cdot r_{45}}{2} \quad (2.3)$$

Bei der planaren Anisotropie $\Delta r = 0$, tritt keine Zipfelbildung auf. Für negative Werte der planaren Anisotropie liegen die Zipfel unter 45° zur Walzrichtung. Die Zipfel für positive planare Anisotropie liegen dagegen in der Quer- und Walzrichtung [8].

Der Verfestigungsexponent n ist definiert als Exponent in der Hollomon-Gleichung für die Abhängigkeit der Fließspannung σ und der wahren Dehnung ϵ_w bei einachsigem Aufbringen der Kraft.

$$\sigma = K \cdot \epsilon_w^n \left[\frac{N}{mm^2} \right] \quad (2.4)$$

$K \left[N/mm^2 \right]$ ist der Festigkeitskoeffizient. Der mittlere Verfestigungsexponent n_m berechnet sich ähnlich zur mittleren planaren Anisotropie r_m (Gl. 2.2) [9]. Der n -Wert zeigt einen engen Zusammenhang mit der Zugfestigkeit. Mit steigender Zugfestigkeit fällt der n -Wert. Gleichzeitig geht die Umformbarkeit besonders unter Streckziehbeanspruchung zurück [10].

2.2 Texturdarstellung von Tiefziehstählen

Zur Messung der Kristallorientierungen haben sich Röntgengoniometer mit monochromatischer Röntgenstrahlung durchgesetzt. Bei fester Anordnung von

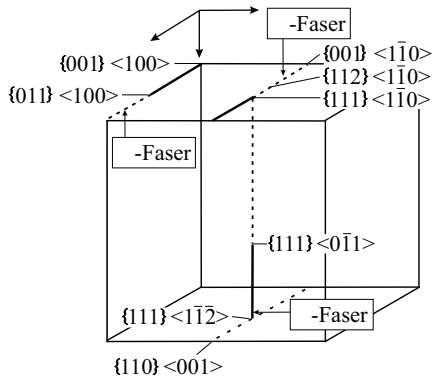


Abbildung 2.1: Euler-Raum mit den wesentlichen Fasern der Walz- und Rekristallisationstexturen

Röntgenquelle und Zählrohr wird die Probe um zwei zueinander senkrechte Achsen in jede Lage bezüglich des einfallenden Röntgenstrahls gebracht. Reflexion nach dem Bragg'schen Gesetz tritt nur dann auf, wenn eine bestimmte Ebenenschar des Kristallgitters in Reflexionsstellung ist. Aus den Reflexionsintensitäten lässt sich die Orientierungsverteilungsfunktion (OVF) berechnen [11], die zur quantitativen Beschreibung der Textur verwendet wird.

Die OVF wird dargestellt in einem Würfelraum mit drei rechtwinklig zueinander stehenden Euler-Winkeln. Diese drei Winkel geben die mathematisch definierten Drehungen an, die zur Überführung des probenfesten Koordinatensystems in das kristallfeste Koordinatensystem notwendig sind. Die Walz- und Rekristallisationstexturen von ferritischen Stählen liegen hauptsächlich auf bestimmten Fasern (geradlinigen Schläuchen) des Euler-Raums und sind der **Abb. 2.1** zu entnehmen. Besonders wichtig für Tiefziehstähle sind die α -, die γ - und die η -Faser. Die Darstellung dieser Fasern genügt in der Regel für eine Bewertung der Textur und den Tief- und Streckzieheigenschaften [8, 12]. Sie werden im folgenden kurz vorgestellt:

- α -Faser ($\langle 110 \rangle \parallel \text{WR}$): Die bei $\Phi = 0^\circ$ befindliche $\{100\}$ -Orientierung bewirkt schlechte Tiefziehbarkeit. Bei $\Phi = 55^\circ$ liegt die für die Tiefziehbarkeit vorteilhafte $\{111\}$ -Orientierung.

- γ -Faser ($\{111\}||\text{BN}$): Die γ -Faser besitzt die $\{111\}$ -Ebenennormale parallel zur Blechnormalen. Für Abschätzungen des r -Wertes wird diese Faser herangezogen. Eine starke Ausprägung dieser Faser erzeugt eine vorteilhafte Tiefziehbarkeit des Materials.
- η -Faser ($\langle 001 \rangle || \text{WR}$): Bei $\Phi = 0^\circ$ liegt die $\{100\}$ -Ebenennormale parallel zur Blechnormalen mit negativem Einfluss auf die Tiefziehbarkeit [8]. Bei $\Phi = 45^\circ$ befindet sich die Gosslage, die für geringe Ummagnetisierbarkeitsverluste sorgt und daher für Elektrobleche wichtig ist.

2.3 Konventionelle Fertigung von Tiefziehstählen

Die Einstellung des optimalen Walzgefüges und die Entwicklung der $\{111\}$ -Textur für Tiefziehbleche findet in der konventionellen Fertigung im wesentlichen während des Warm- und Kaltwalzens sowie mit der Rekristallisationsglühung statt; sie hängt stark von der chemischen Zusammensetzung des Stahls ab. Für eine optimale Einstellung des Gefüges und der damit verbundenen Materialeigenschaften muss der gegenseitige Einfluss der Fertigungsschritte beachtet werden [8]. Diese werden im folgenden diskutiert.

2.3.1 Warmwalzen

2.3.1.1 Warmwalzen im Austenitgebiet

Beim konventionellen Warmwalzen von Stranggussbrammen wird zwischen dem Kalt-, Heiß- und Direkteinsatz unterschieden.

Während beim Kalteinsatz die vollständig abgekühlte Bramme wieder auf die Warmwalztemperaturen erhitzt werden muss, kühlt die Bramme beim Heiß-einsatz nur kurz bis unter die γ - α -Phasenumwandlungstemperatur ab [13]. Vor dem austenitischen Warmwalzen wird also zweimal die Phasenumwandlungstemperatur durchlaufen, wodurch eine vorteilhafte Kornfeinung erzielt wird [14].

Beim Direkteinsatz wird die Bramme ohne wesentliche Abkühlung nach kurzer Verweilzeit im Ausgleichsofen zur Einstellung eines gewünschten Ausscheidungszustands warmgewalzt [15]. Eine Kornfeinung durch dreimalige Phasenumwandlung entfällt. Jedoch entstehen wesentliche Kosteneinsparungen durch den geringeren Energieverbrauch und die Verkürzung der Prozesskette.

Eine weitere Verkürzung der Prozesskette wird durch das Vergießen endabmessungsnaher Strangformate (z.B. 40–120 mm statt etwa 200 mm) erreicht, wodurch auf das Vorwalzwerk verzichtet werden kann und die Fertigstraße verkürzt wird [14]. Durch die schnellere Abkühlung wird ein feineres Gefüge mit einer homogenen Verteilung von Mikroseigerungen erzielt. Die Mikrolegierungselemente liegen zu Beginn der Warmumformung im gelösten Zustand vor. Dadurch wird Kornvergrößerung während der Rekristallisation vermindert [16]. Durch die Brammendicke wird der mögliche Gesamtumformgrad reduziert [14].

Bei der Herstellung von besonders dünnem Warmband durch austenitisches Warmwalzen, stellt sich die Problematik der Temperaturkontrolle in der Fertigstraße. Die Wärme wird durch das hohe Oberflächen/Volumen-Verhältnis schnell über die Walzen abgeführt, sodass die Temperatur schneller unter die der γ - α -Phasenumwandlung sinken kann [17, 18]. Dies führt zur Verschlechterung der Bandebenheit, und es können Dickenunterschiede und Gefügeinhomogenitäten auftreten [19]. Eine sichere Temperatureinstellung ist nur im Dickenbereich 2 bis 5 mm möglich [20].

Beim Warmwalzen und Haspeln wird der Gefügezustand für das Kaltwalzen eingestellt. Die Verformung des kubisch flächenzentrierten (kfz) Austenits findet über Gleitung statt und in Abhängigkeit von der Stapelfehlerenergie auch über Zwillingsbildung. Das bevorzugte Gleitsystem besteht aus der dichtestgepackten $\{111\}$ -Gleitebene und $\langle 110 \rangle$ -Gleitrichtung. Zwillingsbildung erfolgt im $\{111\}\langle 112 \rangle$ -System [11]. Die dominierende Walztextur ist die sogenannte Messingtextur $\{110\}\langle 112 \rangle$ [21]. Weitere wichtige Walztexturen sind die Kupfertextur $\{112\}\langle 111 \rangle$, die S-Textur $\{123\}\langle 634 \rangle$ und schließlich die Gosstexturkomponente $\{110\}\langle 001 \rangle$. Rekristallisation des warmgewalzten Austenits führt vornehmlich zur Würfellage $\{100\}\langle 001 \rangle$ [22]. Die Rekristallisation führt zu einer Texturabschwächung wegen der vielen Orientierungsmöglichkeiten für die Kornneubildung. Daraus resultiert ein r -Wert nahe 1 [23]. Dieser Effekt nimmt jedoch mit sinkender Warmwalztemperatur ab, da die Rekristallisation nicht mehr vollständig abläuft [17, 12]. Die Phasenumwandlung von Austenit in den Ferrit führt zu der $\{100\}\langle 011 \rangle$ -Textur [24].

Warmwalzen bei genügend hoher Walzendtemperatur im Austenitgebiet führt zur Rekristallisation vor der γ - α -Phasenumwandlung [25]. Die vollständige Rekristallisation erzeugt ein homogenes Gefüge [14]. Beim Warmwalzen weicher unlegierter Stähle oberhalb der A_{r3} -Temperatur kommt es zur Ausbildung eines verfeinerten kfz-Walzgefüges. Die Rekristallisation führt jedoch zu einer

Abschwächung der Texturintensitäten [12]. Die zur Initiierung statischer Rekristallisation notwendige kritische Umformung ist bei unlegierten Stählen weitgehend unabhängig von der Umformtemperatur. Umformgrade von 10-15 % sind dafür hinreichend [10]. Beim Vorwalzen mikrolegierter Stähle im Temperaturbereich vollständiger Rekristallisation zwischen den Vorwalzstichen wird eine zunehmende Verfeinerung des Gefüges für kleinere Ausgangsaustenitkorngrößen, abnehmende Umformtemperaturen und zunehmende Umformgrade beobachtet. Ein Umformgrad über 0,6 bewirkt unabhängig von der Umformtemperatur und der ursprünglichen Austenitkorngröße nur eine geringe zusätzliche Verfeinerung [10]. Die Mikrostruktur weist nach austenitischen Endwalztemperaturen und einer moderaten Abkühlrate bis zur Haspeltemperatur polygonale Ferrit- und Perlitkörner auf [21].

Bei Endwalztemperaturen zwischen 950 °C und A_{r3} findet keine vollständige Rekristallisation statt. Es bildet sich ein ferritisches Mischgefüge. Je nach dem Gesamtumformgrad besteht das Gefüge aus einem mehr oder weniger großen Anteil feiner Kristallite entlang der ehemaligen Austenitkorgrenzen. Die ehemaligen Austenitkorgrenzen sind bereits im Austenitgebiet wieder rekristallisiert und stellen so eine größere Korngrenzendichte für die Ferritkeimbildung zur Verfügung [14, 21]. Unterbleibt eine Rekristallisation des umgeformten Austenits bis zur Umwandlung, so lassen sich die durch die Verformungsmechanismen entstandenen Texturen im umgewandelten Ferrit wiederfinden. Dabei entstehen deutliche Unterschiede über die Banddicke. Etwa 0,5 mm unter der Oberfläche geht die Schertextur in die Walztextur über [10].

Eine weitere Erklärung für die Feinkornbildung entlang der ehemaligen Austenitkorgrenzen ist die spannungsinduzierte dynamische Phasenumwandlung, die bei Warmumformung unterhalb A_{e3} auftreten kann. Sie erfolgt analog zur dynamischen Rekristallisation [26]. Die Verformungsrate spielt bei dieser Art der Phasenumwandlung eine bedeutende Rolle, da sie die Temperatur, ab der die Phasenumwandlung auftritt, stark beeinflusst. Die geringste Unterkühlung wird bei einer Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ benötigt. Bei $\dot{\varphi} = 40^{-1} \text{ s}^{-1}$ liegt sie bereits etwa 50 °C höher [27]. Der Umformgrad sollte mindestens $\varphi = 0,2$ überschreiten [26].

2.3.1.2 Warmwalzen im γ - α -Zweiphasengebiet

Warmwalzen im γ - α -Zweiphasengebiet macht die Vorhersage der Warmwalzergebnisse kompliziert, da zum einen die austenitische Verformungs-, Rekristalli-

sations- und Umwandlungstextur und zum anderen die ferritische Verformungs- und Rekristallisationstextur Einfluss nehmen [21]. Warmwalzen im Zweiphasengebiet führt zur Verschlechterung der Ebenheit, und es können Dickenunterschiede und Gefügeheterogenitäten auftreten [19].

Statische Rekristallisation des Austenits erfordert lediglich eine Verformung von $\varphi = 0,1$. Ferrit dagegen benötigt eine Verformung von $\varphi = 0,6$. Eine Kumulation des Verformungsgrades aus verschiedenen Walzstichen ist nicht möglich, da Ferrit sich sehr schnell erholt [28]. Fertigwalzen bei hoher Walztemperatur (875 °C) im Zweiphasengebiet erzeugt ein bimodales Gefüge mit kleinen Körnern direkt neben großen Körnern [21]. Im Zweiphasengebiet liegt neben dem Austenit auch Ferrit vor, der im Anschluss an das Walzen rekristallisiert oder durch verformungsinduzierte Korngrenzenbewegung wächst [28]. Da bei gleicher Temperatur die Festigkeit des Ferrits niedriger als die des Austenits ist, wird vornehmlich der Ferrit verformt [23]. Der Rekristallisationsprozess beginnt an den Austenitkorngrenzen, da hier die Fehlordnung am größten ist. Die neuen Keime wachsen sowohl in den verformten Ferrit als auch in den Austenit hinein [21]. Die resultierende Textur ist durch die $\{001\}\langle 110 \rangle$ -Komponente dominiert [23]. Der Anteil kleiner Körner nimmt mit sinkender Temperatur zu, bis schließlich unterhalb 750 °C, d.h. bei niedrigen Warmwalztemperaturen im Zweiphasengebiet, ein Verformungsgefüge auftritt [21]. Ein Minimum der Korngröße wird erreicht, wenn noch ein maximaler Anteil von Austenit rekristallisiert und noch möglichst wenig Ferrit vorliegt. Nach dem Minimum nimmt die Korngröße sehr schnell zu, in Abhängigkeit von der Menge Ferrit während des Warmwalzens. Aus dem verformten Ferrit bildet sich durch verformungsinduzierte Korngrenzenbewegung ein neues grobes Ferritgefüge. Durch das Absenken der Warmwalztemperatur nimmt die Anisotropie des Materials zu. Streckgrenze und Zugspannung nehmen in Querrichtung schneller als in Längsrichtung zu. Die Dehnung weist ein genau entgegengesetztes Verhalten auf [28].

Die Zementitusbildung oberhalb 850 °C ist orientierungslos, dagegen ist unter 825 °C der Zementit in Walzrichtung gestreckt. Da bei niedrigeren Temperaturen der Austenit nicht sofort rekristallisiert, wird der Zementit mit dem Austenitkorn in Walzrichtung gestreckt. Das bei niedrigen Warmwalztemperaturen entstandene Verformungsgefüge zeigt nach der Rekristallisationsglühung fein verteilten Zementit im gesamten Gefüge. Der Zementit behält dabei die Position der ehemaligen verformten Ferritkorngrenzen.

Unterhalb von 775 °C beginnt sich die γ -Faser in der Textur deutlich auszu-

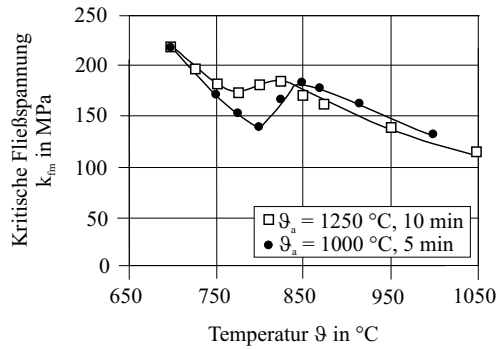


Abbildung 2.2: Kritische Fließspannung in Abhängigkeit von der Warmwalztemperatur ($\dot{\varphi} = 10 \text{ s}^{-1}$) für die Stahlsorte DC 04 in Abhängigkeit von der Austenitkorngröße, die durch die Austenitisierungsglühung festgelegt wird. [19].

bilden. Durch die Rekristallisation wird die γ -Faser ausgeprägter. Die α -Faser bleibt jedoch immer stärker ausgebildet als die γ -Faser, was mit der Rekristallisation zwischen den ersten Walzstichen im Austenit zu begründen ist [21].

2.3.1.3 Warmwalzen im Ferritgebiet

Warmwalzen im Ferritgebiet hat einige Vorteile gegenüber dem austenitischen Warmwalzen. Es lassen sich Banddicken kleiner 1 mm ohne Temperatur- oder Bandführungsprobleme herstellen [18], sodass gleichmäßigere Bandoberflächen mit weniger Oberflächendefekten entstehen [17]. Des weiteren sind deutliche Energieeinsparungen und ein geringerer Walzenverschleiß gegeben [20]. Dies ist vor allem begründet durch die Abnahme der Fließspannung im γ - α -Phasenübergang, wie in **Abb. 2.2** gezeigt wird. Mit größeren Austenitkörnern, die durch eine höhere Austenitisierungstemperatur und eine längere Austenitisierungszeit entstehen, wird der Phasenübergang zu niedrigeren Temperaturen hin verschoben. Zudem vermindert ein großes Austenitkorn den Fließspannungsabfall durch die γ - α -Phasenumwandlung [19].

Ein wesentlicher Vorteil des ferritischen Warmwalzens ist die Möglichkeit zur Bildung einer Tiefziehtextur [17]. Üblicherweise wird beim ferritischen Walzen zwischen drei verschiedenen Produkten unterschieden: weiches Warmband,

hartes Warmband und Kaltband. Das weiche Warmband wird bei relativ hohen Temperaturen im Ferritgebiet gewalzt, damit eine volle Rekristallisation durch eine hohe Haspeltemperatur (IF-Stahl: 670 °C) erzielt werden kann [18, 19]. Die Gewährleistung hoher Haspeltemperaturen kann, wegen der schnellen Abkühlung nach dem Walzen, für Dünnband zu Schwierigkeiten führen. Zur Vermeidung des residuellen Austenits während des Warmwalzens sollten die Kohlenstoffgehalte unter 0,03 Gew.-% liegen [17]. Das harte Warmband wird bei niedrigen Temperaturen im Ferritgebiet gewalzt. Dadurch ist eine niedrige Haspeltemperatur (IF-Stahl: 550 °C) vorgegeben. Zur Herstellung eines Rekristallisationsgefüges ist eine Rekristallisationsglühung notwendig [18]. Es ist darauf zu achten, dass die Walztemperatur nicht unter 680 °C absinkt, da sonst die erforderlichen Walzkräfte zu Schäden am Walzwerk führen können [17]. Das Kaltband wird entweder aus weichem oder hartem Warmband hergestellt und wird wie austenitisches Warmband vor dem Rekristallisationsglühen kaltgewalzt [18].

Die Kühlrate nach dem Endwalzen ist nicht entscheidend für die Textur. Untersucht wurden die Abschreckkühlung, die Luftabkühlung und das Abkühlen im Haspel [21]. Durch Warmwalzen bei niedrigen Temperaturen unterhalb 725 °C kann Rekristallisation vollständig vermieden werden. Es findet lediglich Erholung statt, sodass ein Verformungsgefüge verbleibt [21, 29].

2.3.2 Kaltwalzen

Das Kaltwalzen hat einen großen Einfluss auf das, sich nach der Rekristallisationsglühung bildende, Gefüge. Ein Kaltwalzgrad von 70 - 80 % hat sich als besonders geeignet herausgestellt [10]. Der Grund dafür liegt im Zusammenhang zwischen der Versetzungsdichte einzelner Körner im Gefüge und ihrer Kristallorientierung. Lichtmikroskopisch sind bereits nach einem Kaltumformgrad von 30 % zwei Gefügetypen zu unterscheiden: Strukturlose „blanke“ Körner und „gestreifte“ Körner mit Gleitbändern unter einem Winkel von ca. 30 bis 35° zur Walzrichtung. Zementitausscheidungen halten bis zu hohen Umformgraden ihre Form bei, stellen aber Hindernisse für die Verformung dar. In ihrer Umgebung entsteht dadurch ein inhomogenes Walzgefüge. Die in den gestreiften Körnern entstehenden Mikrobänder bilden sich bevorzugt in Korngrenzentripelpunkten, in denen es zu Kompatibilitätsproblemen bei der Verformung kommt. Um die fehlende Kompatibilität zu kompensieren, findet in den Zwickeln Scherung statt, die theoretisch die $\{111\}$ $\langle 112 \rangle$ Orientierung stabilisieren.

Die umgebenden Körner können ihre Verformung durch Einfach- und Doppelgleitung durchführen, wodurch tendenziell die α -Faser gestärkt wird. Bei einem hohen Walzgrad von 70 % sind die abgescherten Körner vollständig von Verformungsinhomogenitäten durchzogen. Durch die verschiedenen Verformungsmechanismen in den Körnern, kommt es zu unterschiedlichen Mikrohärtungen und gespeicherten Energien [30].

2.3.3 Rekristallisationsglühen

Der sich an das Kaltwalzen anschließende Fertigungsschritt der Rekristallisation läuft in zwei Schritten ab. Zunächst findet eine Rekristallisation in-situ in den gestreiften Körnern hoher Versetzungsdichte und hoher gespeicherter Energie statt. Die $\{111\}$ -Ausgangsorientierung bleibt dabei erhalten. Der zweite Schritt beginnt mit dem Hineinwachsen der rekristallisierten Körner in die blanken Körner. Dadurch wird die $\{111\}$ -Ausgangsorientierung der stark verformten Körner auch in die nicht abgescherten Bereiche ausgeweitet, wodurch die Belegungsichte der γ -Faser auf Kosten der α -Faser zunimmt. Im ersten Schritt entstehen an den Korngrenzen der gestreiften Körner $\{111\}$ $\langle 110 \rangle$ -orientierte Keime und im Inneren der gestreiften Körner $\{111\}$ $\langle 112 \rangle$ -orientierte Keime. Da die Orientierungsbeziehung der letztgenannten Keime besser gegenüber den blanken Körnern mit der $\{100\}$ $\langle 110 \rangle$ -Orientierung ausgerichtet sind, dringen diese durch den aus den erstgenannten Keimen gebildeten Saum und zehren die blanken Körner zum Vorteil der $\langle 112 \rangle$ -Orientierung auf [30]. Ähnlich gut orientiert steht die Gosskomponente $\{011\}$ $\langle 100 \rangle$ zur 35° abgescherten $\{111\}$ $\langle 112 \rangle$ -Komponente, wodurch mit zunehmendem Kaltumformgrad die Gosskomponente zunimmt. Da die $\{111\}$ $\langle 112 \rangle$ -Komponente oberhalb 70 % Umformung ein Maximum erreicht, sinkt der Anteil der Gosskomponente wieder leicht [31].

Die Rekristallisationsglühung kann in zweierlei Weise durchgeführt werden: Zum einen durch eine Durchlaufglühung und zum anderen durch eine Haubenglühung. Im ersten Fall wird das Band in seiner Länge durch den Durchlauf-ofen geführt. Es werden hohe Temperaturen gewählt, wodurch die Glühzeiten wenige Minuten betragen. Die Haubenglühung erfolgt im Coil im geschlossenen Ofen mit wesentlich längeren Aufheiz- und Abkühlzeiten, aber auch deutlich niedrigeren Temperaturen. Je nach Wahl der Rekristallisationsglühung muss der Ausscheidungszustand des Aluminiumnitrits (AlN) gewählt werden.

Bei der Durchlaufglühung ist es notwendig, das AlN bereits durch die Wahl einer hohen Haspeltemperatur ausgeschieden zu haben. Ansonsten würde die

Rekristallisation behindert werden [10]. In kaltgewalzten aluminiumberuhigten Stählen ist eine vollständige Rekristallisation erst mit der vollständigen Ausscheidung des AlN möglich [32]. Weiterhin wird durch die hohe Haspeltemperatur der Zementit vergrößert, sodass während der hohen Temperaturen in der Durchlaufglühung der Kohlenstoff nicht wieder in der Eisenmatrix gelöst wird.

Für die Haubenglühung wird eine vollständige Lösung von Aluminium und Stickstoff gefordert. Die Ausscheidung ist im Austenit zu langen Zeiten hin verschoben, erst bei 800 °C liegt ein Ausscheidungsmaximum vor. Bei Temperaturen unterhalb von 600 °C ist die Ausscheidung von AlN weitgehend unterdrückt [33]. So lässt sich die Ausscheidung des AlN nahezu vollständig auf das Haubenglühen verschieben [8]. Zu Beginn der Rekristallisation bilden sich die Nitride entlang der noch kaltverformten Körner. Sie steuern die Rekristallisation des Ferrits so, dass sich im Netzwerk der AlN-Teilchen ein „pancake“-Gefüge aus langgestreckten, relativ großen Ferritkörnern bildet. In der folgenden Orientierungsauslese entwickelt sich die gewünschte scharfe {111}-Textur [10].

Nachteilig wirkt sich auf die Rekristallisation ein grobes Korn im Warmband aus, da dadurch weniger Zwickel die für die {111}-orientierte Keimbildung notwendige Scherung erfahren [30]. Nimmt die Korngröße zu, so nimmt auch die Belegung der α -Faser zu, während die γ -Faserbelegung reduziert wird [23]. Einen starken Einfluss auf die γ -Faser nimmt auch der Kaltwalzgrad. Ab 80 % Umformung ist jedoch keine Verbesserung mehr möglich, da die γ -Faser nicht mehr stärker ausgebildet werden kann. Stattdessen erfolgt eine Zunahme der α -Faser. Ebenfalls nachteilig sind gelöste Fremdatome, insbesondere interstitielle Fremdatome, wie Kohlenstoff und Stickstoff. Über die Diffusion der Atome zu den Versetzungen während der Glühung kommt es zum „pinning“-Effekt, sodass die Versetzungswanderung behindert wird. Dadurch wird die für die bevorzugte {111}-Keimbildung erforderliche Differenz der freiwerdenden Energie herabgesetzt [30].

2.3.4 Einsatz von Schmierstoffen

Schmierung ist sowohl für das Warmwalzen als auch für das Kaltwalzen notwendig, wobei austenitisches Warmwalzen ohne Schmierung weniger schädlich ist, da durch die γ - α -Phasenumwandlung eine vorzugsorientierungslose Textur erzeugt wird [34]. Aufgrund der Relativgeschwindigkeit zwischen Walzgut und

Walzen entsteht bei hoher Reibung (ohne Schmierung: $\mu = 0,3$) eine Schertextur im oberflächennahen Bereich des Walzguts. Die Scherung zeigt ein Maximum kurz unter der Oberfläche und nimmt stark zur Bandmitte und zur Bandoberfläche hin ab [35]. Durch die Scherung tritt im oberflächennahen Bereich eine stärkere Ausbildung der $\{110\}$ -Schertextur auf und die Tiefziehtextur $\{111\}$ ist stark abgeschwächt [16]. Auch im Mikrogefüge ist dieser Effekt zu beobachten. Im oberflächennahen Bereich bildet sich ein wesentlich feineres Gefüge als in der Bandmitte. Neben der Stauchung tritt Scherverformung auf, sodass weitere Verformungsenergie für die Keimbildung zur Verfügung steht. Dieser Effekt lässt sich durch Schmierung deutlich absenken. Unterhalb eines Haftreibungskoeffizienten von $\mu = 0,15$ wird über die gesamte Banddicke ein gleichmäßiges Gefüge gefunden. Die Ausprägung der $\{111\}$ -Tiefziehtextur ist gleichmäßig und die $\{110\}$ -Schertextur ist gering [35]. Die α -Faser wird für kleine Φ erkennbar abgesenkt [34]. Dies ist insbesondere für die Ausbildung hoher r -Werte notwendig. So wird für ELC-Stähle bei ungeschmierten Walzen lediglich ein r -Wert von 0,5 erreicht. Dagegen wird für einen Haftreibungskoeffizienten $\mu = 0,15$ ein r -Wert von 1,2 erzielt [35].

Schmierung hat neben dem Einfluss auf die Texturausbildung eine positive Wirkung auf die benötigten Walzkkräfte. Die Walzkkräfte können um bis zu 40 % reduziert werden, wodurch Energie gespart, Verschleiß vermindert und die Produktivität durch größere Umformgrade erhöht werden kann [8].

2.4 Eigenschaften von dünnem Warmband

2.4.1 Ungewalztes Warmband

Primärgefüge Im Zweirollen-Walzgießprozess findet die Bildung des Bandes mit vollständiger Durcherstarrung in weniger als einer Sekunde statt. Innerhalb von 0,4 s kann ein Band der Dicke 2 mm gebildet werden [36]. Aufgrund der schnellen Erstarrung bildet sich ein dendritisches Gefüge. In einigen Fällen bildet sich eine globulare Mittenzone aus [37]. Die Dendriten weisen im Vergleich zu konventionellen Stahlgußverfahren einen geringen Primärrabstand $\lambda_1 = 5-15 \mu\text{m}$ auf; man findet z.B. für die Dickbrammen $\lambda_1 = 100-250 \mu\text{m}$ oder die Dünnbrammen $\lambda_1 = 50-100 \mu\text{m}$ [38]. Aufgrund von Badoberflächenbewegungen, thermischer Ausdehnung der Gießrollen und strömungstechnischer Einflüsse im Gießbad, kann es zu Ungleichmäßigkeiten bei der Halbschalenbildung kommen.

Die Folge sind lokal verschiedene Bandformungskräfte, die einen starken Einfluss auf die abgeführte Wärmemenge aus dem Band haben. Die unterschiedliche Wärmeabfuhr äußert sich in der Bandscheckigkeit beim Verlassen des Walzgießers. Die kalten Bereiche mit fortgeschrittenem Bandwachstum zeigen verbogene Dendritenspitzen in Richtung der heißen Bereiche, da auf den Dendriten die gesamte Bandformungskraft liegt. Die in diesem Bereich verbliebene Schmelze wird in die benachbarten heißen Bereiche geringerer Halbschalendicke gedrückt. Die heißen Bereiche erfahren geringe Bandformungskräfte, sodass der Wärmeübergang zwischen Band und Walzen gering ist. Es bildet sich eine globulare Mittenzone. Lunker treten in heißen wie in kalten Bereichen auf. Ihre Häufigkeit, Ausdehnung und Größe ist in den heißen Bereichen jedoch deutlich größer [39]. Mit dem Ziel, eine gleichmäßigere Erstarrung über die Bandbreite zu erzielen, werden raue Gießwalzenoberflächen verwendet. Ein Nachteil ist die daraus resultierende Rauigkeit der Bandoberfläche [40].

Neben Seigerungeffekten durch das Pressen der Schmelze aus heißen Bereichen in kalte Bereiche, während der abschließenden Formgebungsphase zwischen den Gießwalzen [39], existiert ein nachweisbarer Makroseigerungseffekt über die Banddicke. Bei 6,1 Gew.-% Silizium enthaltenden Stählen nimmt der Makroseigerungseffekt mit steigender Bandformungskraft zu [41]. Für niedrige Konzentrationen seigerungsaktiver Elemente wird jedoch keine signifikante Makrosegregation gefunden [42].

Austenitgefüge Nach der δ - γ -Phasenumwandlung bildet sich ein grobes Austenitkorn. Ein Korngrößenunterschied zwischen der Bandoberfläche ($d_\gamma = 453\text{--}780\text{ }\mu\text{m}$) und der Bandmitte ($d_\gamma = 130\text{--}360\text{ }\mu\text{m}$) stellt sich dabei ein. Eine mögliche Ursache ist die frühere Umwandlung an der Bandoberfläche [39].

Ferritgefüge Mit der γ - α -Phasenumwandlung bildet sich ein Ferritgefüge mit ungleichmäßig großen Körnern. Ihre Korngrenzen sind gezackt und unregelmäßig geformt. Ihre innere rauhe Struktur erinnert an Bainit [43, 44]. Davon abweichend entsteht gelegentlich ein unregelmäßig polygonales Gefüge in Oberflächennähe [42]. Diese Art Gefügemorphologie tritt üblicherweise auf, wenn die Phasenumwandlung von einem großen Austenitkorn ausgeht und hohe Abkühlraten ($10\text{ }^\circ\text{C/s}$) auftreten. Widmannstätten-Platten bilden sich an den Austenitkorgrenzen und wachsen entlang definierter Kristallebenen. Die Platten können auch im Austenitkorn an den Zwillings Ebenen auftreten [45, 42]. Die mittlere Ferritkorngröße liegt bei $60\text{ }\mu\text{m}$ mit auffallend großem Streubereich von

15–300 μm . Die Korngröße ist abhängig von der Banddicke, da diese wesentlich die Abkühlbedingungen mitbestimmt. Oberhalb einer Banddicke von 2 mm ist keine Korngrößenänderung zu beobachten, was als Folge der Ausscheidung feinverteilter Karbide erklärbar ist. Mit sinkender Banddicke unter 2 mm nimmt die Korngröße geringfügig ab [43]. Aufgrund der geringen Mengen Kohlenstoff im Stahl kommt es zu geringen Mengen von Perlit und Korngrenzenkarbiden. Es wird berichtet, dass im Unterschied zum konventionell hergestellten Warmband gelöstes AlN im Dünnbandgefüge bereits vor dem Haspeln auftritt. Die AlN-Partikel sind wesentlich feiner verteilt als für herkömmliches Warmband [42].

Nach Kaltumformung um $\varphi = 0,8$ des ungewalzten Warmbands und Durchlaufglühung bei 827 °C wird eine Verstärkung der rotierten Würfellage $\{001\}$ - $\langle 110 \rangle$ und eine Schwächung der γ -Faser beobachtet. Zusätzlich wird eine leichte Intensivierung der Gosstexturkomponente $\{110\}\langle 001 \rangle$ deutlich [44].

Ungewalztes niedrigkohlenstoffhaltiges Warmband, erschmolzen im Elektrolichtbogenofen und vergossen auf der Zweirollen-Walzgießanlage, weist eine Streckgrenze von 270 MPa, eine Zugspannung von 401 MPa und eine Bruchdehnung von 27 % auf [46].

2.4.2 Nachbehandeltes ungewalztes Warmband

Die Haspelsimulation des ungewalzten Warmbandes führt unterhalb 600 °C bei Betrachtung im Lichtmikroskop zu keiner erkennbaren Veränderung des an Bainit erinnernden Gefüges. Normalglühen oberhalb 900 °C führt zu einem homogenen feinkörnigen Gefüge mit einer mittleren Korngröße von 14 μm [43, 44]. Das Gefüge ist vergleichbar mit konventionell hergestelltem Tiefziehstahl [44]. Wegen des geringen Kohlenstoffanteils liegt kein Perlit vor. 2 μm große Karbide säumen die ehemaligen Korngrenzen. Die ungünstigen Festigkeits- und Verformungseigenschaften des Warmbands lassen sich durch das Normalisierungsglühen deutlich verbessern. Es werden dadurch die Anforderungen aus den entsprechenden Warmbandnormen erfüllt [43]. Nach Normalglühen und anschließendem Durchlaufglühen wird eine deutliche Verbesserung der Textureigenschaften im Vergleich zum ungewalzten Warmband beobachtet. Die $\{001\}\langle 110 \rangle$ -Komponente ist geringer belegt und die $\{111\}\langle 110 \rangle$ -Komponente wird schärfer. Die γ -Faser wird jedoch insgesamt nicht deutlich verändert. Höhere Temperaturen im Durchlaufofen verbessern die Textureigenschaften,

was auf ein Kornwachstum der Körner mit der bevorzugten Tiefziehorientierung zurückzuführen ist [44].

Nach 70 %iger Kaltverformung führt Haubenglühung mit einer maximalen Temperatur von 700 °C nicht zu einem vollrekristallisierten Gefüge. In einigen Körnern ist noch die Verformungsstruktur aus dem Kaltwalzen zu erkennen [43]. Durchlaufglühung bei 660 °C und 716 °C nach 80 %iger Kaltumformung von ungewalztem Warmband erzeugt eine gestreckte, flache und faserige Kornausbildung. Die Verformungsstruktur bleibt erhalten. Bereiche von erholtter Mikrostruktur sind zu beobachten. Die Durchlaufglühtemperaturen 771 °C und 827 °C dagegen beseitigen die Verformungsstruktur. Die resultierende Korngröße für dieses Material liegt bei $d_\alpha = 25\text{--}28\text{ }\mu\text{m}$ [44].

Variation der Haspeltemperatur zeigt keinen Einfluss auf die Rekristallisationsgeschwindigkeit. Auch ein völliger Verzicht auf die Haspelsimulation zeigt keine feststellbaren Unterschiede im Gefüge. Dies wird durch die mechanischen Eigenschaften bestätigt, die von der Vorbehandlung nicht systematisch beeinflusst werden. Dagegen sind die Festigkeit und die Duktilität von der Walzrichtung abhängig. In Walzrichtung sind die Dehngrenze und die Zugfestigkeit geringer und die Bruchdehnung größer als senkrecht zur Walzrichtung. Begründen lässt sich dies aus dem gestreckten „pancake“-Gefüge und der unvollständigen Rekristallisation.

2.4.3 Warmgewalztes Warmband

Neben der Änderung der Bandgeometrien hat das Warmwalzen von Dünnband mehrere Ziele: Verbesserung der Oberflächenqualität, Schließung von Mikroporen sowie Einstellung der Gefügeeigenschaften und somit der mechanischen Eigenschaften im Allgemeinen.

Beim Warmwalzen von Dünnband im industriellen Maßstab geht dem Warmwalzwerk üblicherweise eine Schlingengrube voraus. Für niedriglegierte Kohlenstoffstähle, die bei Temperaturen oberhalb 1000 °C stark oxidieren, ist es notwendig die Schlingengrube einzuhausen und die Oxidation durch eine inerte Atmosphäre zu verringern. Wasserentzunderer sind keine geeignete Alternative wegen des hohen Temperaturabfalls [47]. Durch Intertisierung werden Oxidationsschichtdicken unter 7 μm erzielt. Eine vollständige Beseitigung der Oxidschicht ist nicht vorteilhaft, da die Oxidschicht im Walzspalt als Schmierung wirkt [48].

Umformung unter 0,15 hat keinen signifikanten Einfluss auf das Gefüge. Beim Warmwalzen bei 860 °C wird jedoch ein sehr feines Gefüge ($d_\alpha = 2\text{--}4\text{ }\mu\text{m}$) im äußeren Drittel der Bandoberfläche nachgewiesen. Die restliche Banddicke weist ein gröberes Korn auf ($d_\alpha = 10\text{--}20\text{ }\mu\text{m}$) [38]. Nach dem Kaltwalzen ($\varphi = 0,6\text{--}0,7$) und Rekristallisationsglühen können die benötigten mechanischen Eigenschaften der kommerziellen Stahlgüte CQ für geschweißte Rohre und das Galvanisieren erzielt werden. Direktwarmgewalztes Dünnband weist nach einer Umformung von 30 % eine Streckgrenze von 300 MPa, eine Zugspannung von 395 MPa und eine Bruchdehnung von 30 % auf [46]. Das Warmwalzen zeigt eine deutliche Reduzierung der Oberflächenrauigkeit und die Beseitigung des Porenproblems [36]. Die Kaltumformung ($\varphi = 0,8$) des warmgewalzten Warmbands ($\varphi = 0,3$) führt nach der Durchlaufglühung zu einer Textur, die dem bei 900 °C normalgeglühten Tiefziehstahl entspricht. Höhere Durchlaufglühtemperaturen sind vorteilhaft, damit ein Wachstum der Körner mit der geeigneten Tiefziehstruktur auf Kosten der übrigen Körner erfolgen kann. Dies führt zu einer Absenkung der Intensität der rotierten Würfellage $\{001\}\langle 110 \rangle$ [44].

2.5 Herkunft und Wirkung lötbruchrelevanter Elemente im Stahl

2.5.1 Lötbruchrelevante Elemente in der Stahlherstellung

Zur Herstellung von Stahl stehen im Wesentlichen zwei Rohstoffe zur Verfügung: Zum einen Eisenerz, zum anderen Stahlschrott. Das Eisenerz wird zunächst reduziert und der erhaltene Rohstahl anschließend veredelt. Dies geschieht zumeist im Hochofen und Konverter. Der Stahlschrott benötigt dagegen keine Reduktion, sodass er den weitaus preiswerteren Rohstoff darstellt. Bei der Herstellung einer Tonne Stahl durch Erschmelzen von Schrott im Elektrolichtbogenofen wird im Vergleich zur Stahlherstellung über die Hochofen-Konverter-Route etwa nur die Hälfte der Nettoenergie benötigt [49]. Rohstoffe wie Eisenerz und Wasser werden geschont [50] und die Emissionen, beispielsweise von CO_2 , gering gehalten. Das Erschmelzen von Schrott im Elektrolichtbogenofen ist besonders geeignet für das Dünnbandgießen, da es eine Basis für Ministahlwerke mit einer Kapazität von 1 bis 2 Mio. t Rohstahl pro Jahr bildet [51].

Das Schrottreycling hat auch Nachteile. So gelangen mit dem Schrott verschiedene Verunreinigungen in den Stahl. Die meisten weniger edlen Elemente

lassen sich mit mehr oder weniger großem Aufwand beseitigen. Die Entfernung der edlen Elemente Kupfer und Zinn ist dagegen schwierig, sodass sie nahezu vollständig im Schrott verbleiben [50]. Kupfer tritt vornehmlich im Autoschrott in Kabeln, Elektromotoren und Kühlelementen auf, während Zinn großenteils als korrosionsbeständige Beschichtung auf Blechen, wie Nahrungsmitteldosen, vorhanden ist [52]. Nach dem Europäischen Schrottklassifizierungssystem gibt es verschiedene Schrotttypen, deren Kupfer- und Zinntoleranzen zwischen 0,25-0,50 Gew.-% bzw. 0,01-0,07 Gew.-% liegen [53]. Da es keine geeigneten Möglichkeiten für die Trennung dieser Elemente aus dem Stahl gibt, muss zur Einhaltung der geforderten Toleranzen mit reinerem Stahl, z.B. mit Stahl aus der Hochofenroute oder mit Eisenschwamm, verdünnt werden.

Die Eignung des Schrotts hängt im Wesentlichen von den geforderten Endprodukteigenschaften ab. Beispielsweise haben Flachprodukte und insbesondere Feinbleche hohe Anforderungen an die Tiefziehbarkeit und verlangen niedrige Kupfer- ($\leq 0,10$ Gew.-%) und Zinngehalte ($\leq 0,03$ Gew.-%) [6], welche nur mit sehr reinem Schrott erzielt werden können. Andererseits gibt es auch Produkte, die durchaus höhere Mengen Kupfer und Zinn enthalten können oder gar deren Vorteile nutzen, z.B. bezüglich der Härtebarkeit und Korrosionsbeständigkeit [2]. Es können jedoch Schwierigkeiten bei der Herstellung auftreten, insbesondere durch hohe Kupferkonzentrationen, die bei hohen Oxidationstemperaturen unter Belastung des Materials zu Lötbruch führen können, s. Kap. 2.5.2. Zur Vermeidung von Lötbruch werden im praktischen Gebrauch empirische Gleichungen verwendet, wie z.B. Gl. 2.5, die eine erste Abschätzung der maximal zulässigen Begleitelemente zulässt.

$$Cu + 8 \cdot Sn \leq 0,4 \text{ [Gew. - \%]} \quad [7] \quad (2.5)$$

2.5.2 Ursache und Vermeidung von Lötbruch

Lötbruch kann auftreten, wenn eine Bramme in ihrer Weiterverarbeitung verzündert und anschließend bei hoher Temperatur umgeformt wird. Wegen selektiver Oxidation des Eisens verbleibt das edlere Kupfer in der metallischen Form. Liegt die Temperatur oberhalb des Schmelzpunktes von Kupfer (1083°C), so kann sich unter bestimmten Oxidationsbedingungen ein flüssiger hochkupferhaltiger Film auf der Stahloberfläche bilden [54]. Die Korngrenzen des Stahls werden durch den Kupferfilm benetzt, wodurch sie geschwächt werden.

Bereits bei geringen Belastungen treten Risse im Material auf. Derartige Oberflächenschädigungen sind für die Anforderungen an den Stahl zumeist nicht akzeptabel und können auch durch Walzen nicht wieder beseitigt werden [55, 56].

Im folgenden werden die für Lötbrüchigkeit wichtigen Einzelaspekte diskutiert.

2.5.2.1 Anreicherung von Kupfer auf der Stahloberfläche

Lötbruchgefahr besteht, wenn sich Kupfer an der Grenzschicht zwischen Zunder und Stahl angereichert wird. Die Anreicherung hängt stark von den Oxidationsbedingungen, wie Temperatur, Gaszusammensetzung und Oxidationszeit ab [56]. Ebenfalls entscheidend ist die Zusammensetzung des Stahls und damit die Zusammensetzung der wachsenden Oxidschicht [57, 58].

Die Lötbruchgefahr kann durch Abtransport des Kupfers aus der Grenzschicht vermindert werden. Als mögliche Wege für den Abtransport stehen der Stahl und die Oxidschicht zur Verfügung. Kupfer kann durch Diffusion in den Stahl gelangen. Berechnungen zeigen jedoch, dass dieser Mechanismus deutlich zu langsam ist, um wirksam gegen den Lötbruch zu sein [59]. So bleibt lediglich der Abtransport des Kupfers in die Oxidschicht. Für diesen Abtransport gibt es drei zu unterscheidende Temperaturbereiche, s. **Abb. 2.3**, deren Existenzgebiet durch Legierungselemente verschoben werden kann [57, 60, 61].

- Der Temperaturbereich unterhalb 1083 °C weist weder eine flüssige Kupferphase noch eine flüssige Schlacke auf.
- Im mittleren Temperaturbereich 1083-1177 °C ist die Kupferphase flüssig, aber die Oxidschicht liegt fest vor.
- Der obere Temperaturbereich oberhalb 1177 °C weist neben der flüssigen Kupferphase bei Anwesenheit von Silizium im Stahl eine flüssige Schlacke auf.

Im mittleren Temperaturbereich werden die meisten Risse gefunden. Oxidation unterhalb 1000 °C und oberhalb 1300 °C führt dagegen nicht zu Rissen [57, 60, 62]. Letztendlich ist die Lötbrüchigkeit nur im mittleren Temperaturbereich ausgeprägt. Wie in **Abb. 2.3** gezeigt, wird im oberen und unteren Temperaturbereich das Kupfer verstärkt in die Oxidschicht abtransportiert und ist somit weniger schädlich [57, 60, 61].

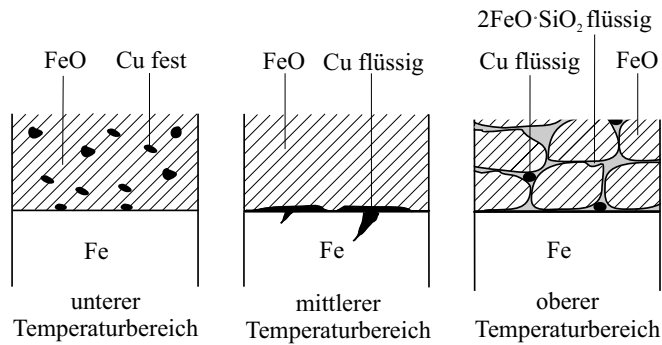


Abbildung 2.3: Anreicherung der Kupferphase in Abhängigkeit von der Temperatur [57]

Im Laufe der fortschreitenden Oxidation im unteren Temperaturbereich wird die feste Kupferphase in die Oxidschicht eingeschlossen, ohne den Stahl zu benetzen.

Im mittleren Temperaturbereich dagegen ist die Kupferphase flüssig und benetzt die Stahloberfläche. Die Benetzbarkeit fester Oxide durch flüssiges Metall ist schlecht. Daher bleibt das flüssige Kupfer bevorzugt an der Stahloberfläche haften und wandert mit der fortschreitenden Oxidationsfront mit. Die Anreicherung der Kupferphase führt bei Verformung zum Lötbruch.

Der obere Temperaturbereich hängt stark von der Anwesenheit einer flüssigen fayalitischen Schlacke ($\text{FeO} + 2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$) ab, die im reinen Zweistoffsystem FeO-SiO_2 ab 1177 °C auftritt, s. **Abb. 2.4** [63]. Die flüssige Schlacke lagert sich vornehmlich zwischen der festen Oxidschicht und der Stahloberfläche an [57, 58, 64].

In der Literatur werden drei prinzipielle Mechanismen für den oberen Temperaturbereich vorgeschlagen, die zur Aufnahme des Kupfers in die Schlacke möglich sind. Diese lassen sich anhand der in **Abb. 2.5** gezeigten Darstellung des schichtweisen Aufbaus der Stahl/Oxid-Grenzfläche beschreiben. Die Oxidschicht besteht im oberen Temperaturbereich aus einem festen Anteil (Hauptoxidschicht) und einem gemischt fest-flüssigen Anteil (Untere Oxidschicht). Die untere Oxidschicht bildet sich mit der fayalitischen Schlacke, die sowohl in die Korngrenzen des FeO der Hauptschicht eindringt, als auch in den

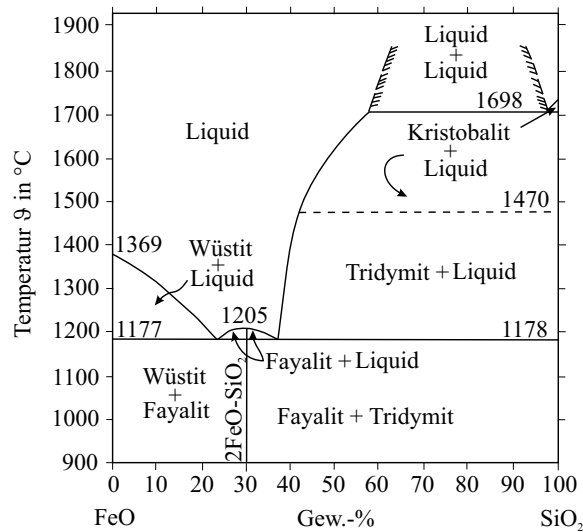


Abbildung 2.4: Zweistoffsystem für Eisen- und Siliziumoxid [63]

Stahl. In den Stahl dringt sie bevorzugt an Defekten, die z.B. durch innere Oxidation oder Korngrenzen auftreten. Die Untere Oxidschicht besteht im wesentlichen aus der fayalitischen Schlacke, in der sich feste FeO- und Stahlpartikel wie auch metallische Tröpfchen der Kupferphase befinden [58]. Ausgehend von diesem Aufbau wird die Wirkungsweise der Mechanismen, unterteilt in zwei Hauptgruppen, wie folgt beschrieben:

- **Einschlussbildung:** Der Mechanismus der Einschlussbildung beruht auf der Anreicherung der Stahloberfläche mit relativ zum Eisen edlen Elementen wie Nickel und Kupfer. Die dadurch passivierte Stahloberfläche wird bevorzugt an Unregelmäßigkeiten von der flüssigen Schlacke durchdrungen. Hinter der passivierten Stahloberfläche kann die Oxidation schneller fortschreiten, da dieser Bereich nicht passiviert ist. Die stark mit Fremdelementen angereicherten Bereiche der Stahloberfläche werden von der Schlacke umschlossen [65, 66] und können keine schädliche Wirkung auf die Stahloberfläche ausüben [61, 56] (s. auch Kap. 3.4.3 und Abb. 3.9). Die Eindringtiefe der Schlacke ist gering und überschreitet nicht den Bereich

der Inneren Oxidation. Die Tiefe der Inneren Oxidation ist abhängig vom Silizium- und Aluminiumgehalt im Stahl. Je höher ihre Konzentration ist, desto schmaler ist der Bereich innerer Oxidation [67], da der Sauerstoff früher gebunden wird.

- *Kupferoxidation*: Die Oxidation des Kupfers wird in zwei Fällen [58, 68] als Abtransportmechanismus angeführt. In beiden Fällen wird eine erhöhte Kupferkonzentration unterhalb der Fe_2O_3 -, d.h. innerhalb der Fe_3O_4 -Oxidschicht, gefunden. In [68] wird zusätzlich von metallischem Kupfer auf den FeO-Korngrenzen berichtet.
 1. In [58] wird die ionische elektrolytische Zellreaktion vorgeschlagen. Kupferionen werden an der Stahloberfläche gebildet und diffundieren durch die flüssige fayalitische Schlacke zur Stahloberfläche. Ihnen entgegen diffundieren Sauerstoffionen von der Oxidoberfläche aus. Als Reaktionsprodukt bildet sich Kupferoxidul (Cu_2O). Die Elektronenleitung über das FeO beschleunigt diesen Prozess. Um die Stabilität des Kupferoxiduls zu gewährleisten, ist die Anwesenheit der Fe_2O_3 - und Fe_3O_4 -Oxidschichten notwendig.
 2. Auch der in [68] vorgeschlagene Mechanismus benötigt die Anwesenheit von Fe_2O_3 - und Fe_3O_4 -Oxidschichten. Das Kupfer diffundiert über die FeO-Korngrenzen an die Grenze $\text{Fe}_2\text{O}_3/\text{Fe}_3\text{O}_4$, wo es am Fe_2O_3 oxidiert und im Fe_3O_4 gelöst wird. Dazu ist parabolische Oxidation notwendig, da während der vorausgehenden linearen Oxidation lediglich FeO erzeugt wird. FeO lässt sich durch Kupfer nicht reduzieren, da es unter den betreffenden Bedingungen stabiler als Kupferoxidul ist. Dieser Mechanismus erklärt die Anwesenheit von metallischem Kupfer auf den FeO-Korngrenzen.

Die o.g. Mechanismen sind insofern gleich, als dass sie alle von den Diffusionsgeschwindigkeiten der Ionen in der flüssigen Schlacke abhängen. Die Transportgeschwindigkeit in der flüssigen Schlacke ist wesentlich höher als im festen Oxid und steigt mit zunehmender Temperatur an [58]. So lässt sich mit allen Mechanismen die schnelle Abnahme der Lötbrüchigkeit bei steigenden Temperaturen erklären. Da während der linearen Oxidation keine Bildung von Fe_2O_3 - und Fe_3O_4 erfolgt, ist der Kupferabtransport nur durch den Einschlussmechanismus möglich.

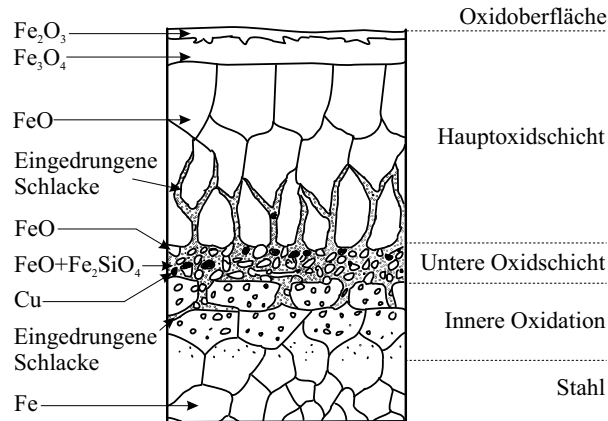


Abbildung 2.5: Struktur und Aufbau der Grenzfläche Stahl-Oxid unter Berücksichtigung der fayalitischen Schlacke [58]

2.5.2.2 Benetzung der Korngrenzen

Lötbrüchigkeit entsteht durch Benetzung der Korngrenzen mit einem flüssigen Metall [57, 55], nicht durch die Diffusion von Kupfer entlang der Korngrenzen des Austenits [54]. Zur Aufspaltung der Korngrenzen wird eine spezifische Energie E benötigt, die gleich der Differenz aus der Summe der Oberflächenspannung γ der zwei neugebildeten Oberflächen und der Oberflächenspannung γ_{KG} in der zuvor existierenden Korngrenze ist.

$$E = 2 \cdot \gamma - \gamma_{KG} \left[\frac{N}{m} \right] \quad (2.6)$$

Werden entsprechend **Abb. 2.6** die aufgespalteten Oberflächen der Körner mit der flüssigen Metallphase benetzt, sodass die Oberflächenspannung γ_b kleiner als γ_u ist, so ist die zur Aufspaltung benötigte Energie E geringer, und niedrigere Belastungen genügen zur Rissbildung. Für einen peritektischen Stahl bei 1000 °C lässt sich abschätzen, dass die zur Aufspaltung der Korngrenzen notwendige Energie durch Benetzung mit einer Kupferphase etwa $1,7 \cdot 10^3$ -fach niedriger ist [57].

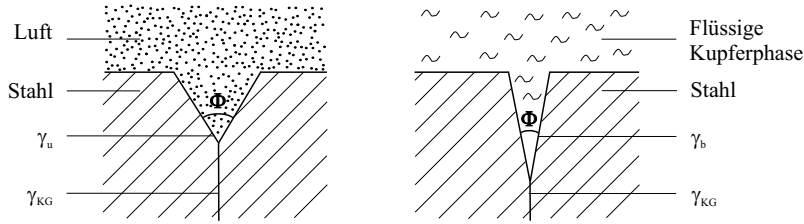


Abbildung 2.6: Oberflächenspannungen in der unbenetzten und benetzten Korngränze

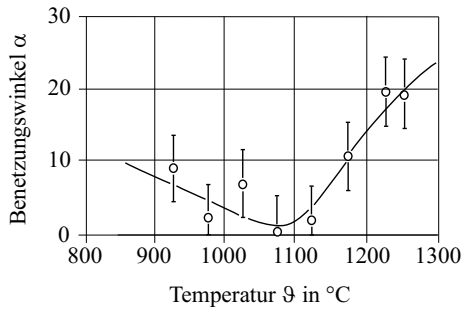


Abbildung 2.7: Benetzungswinkel zwischen Kupfer und kohlenstoffarmem Stahl [55]

Die Benetzung ist abhängig von der Temperatur, s. **Abb. 2.7**. Es zeigt sich ein deutliches Minimum des Benetzungswinkels α (d.h. beste Benetzbarkeit) bei etwa 1100 $^{\circ}\text{C}$. Das stellt u.a. eine Ursache für die starke Lötbrüchigkeit in diesem Temperaturbereich dar [55]. Berechnungen zufolge ist die Kapillargeschwindigkeit ausreichend schnell, sodass die flüssige Kupferphase der Rissaufweitung leicht folgen kann. Jedoch nimmt mit zunehmender Risstiefe die Kapillargeschwindigkeit ab, sodass schließlich der Rissfortschritt nicht weiter durch die eindringende flüssige Kupferphase unterstützt wird. Die Risstiefe wird linear mit der vorhandene Menge Kupfer an der Stahloberfläche vergrößert. Risse werden bereits bei Schichtdicken der Kupferphase $d_{Cu} \leq 0,076 \mu\text{m}$ beobachtet [69].

In diesem Zusammenhang ist auch die von der Korngröße abhängige maximale Zugspannung bis zum Auftreten von Rissen im Temperaturbereich des

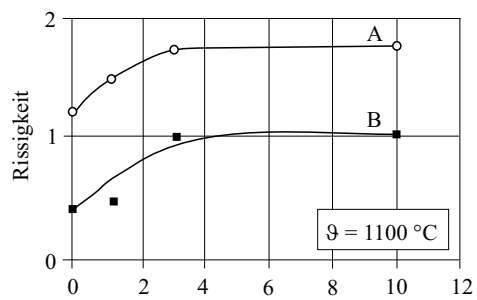
Lötbruchs zu sehen. Für kupferfreie Stähle wird nur eine geringe Abhängigkeit von der Korngröße gemessen, während für kupferhaltige Stähle die Abnahme der maximalen Zugspannung 10-fach höher ist [69]. Sowohl die maximale Risstiefe als auch die Risshäufigkeit nehmen mit zunehmender Verformungsgeschwindigkeit deutlich ab. Dieser Effekt wird mit steigendem Kupfergehalt im Stahl ausgeprägter [60]. Mit zunehmender Dehngeschwindigkeit erfolgt ein Übergang von interkristallinem zu transkristallinem Bruch [70].

Alle diese Effekte beruhen auf der Fähigkeit des flüssigen Kupfers zur Benetzung der Rissfront. Der Rissfortschritt wird beendet, sobald die Kupferphase nicht mehr ausreichend in den Riss nachfließen kann. Ist dies der Fall, so weiten sich die Risse auf, werden aber nicht tiefer [57].

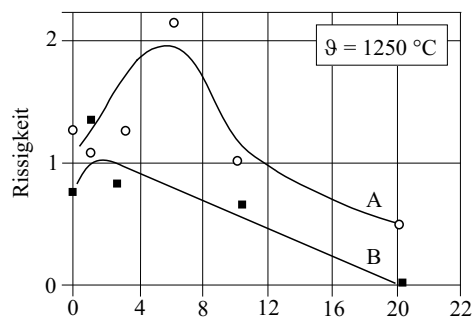
2.5.2.3 Oxidationstemperatur, Verformungstemperatur und Oxidationsatmosphäre

In einigen Untersuchungen wird zwischen der Oxidationstemperatur und der Verformungstemperatur unterschieden [56, 60]. So zeigt sich für einen unterperitektischen Stahl, dass unabhängig von der Verformungstemperatur (1000–1150 °C) die Oxidationstemperatur 1250 °C im Vergleich zu 1150 °C eine höhere Lötbrüchigkeit bewirkt [60].

Einen ganz wesentlichen Einfluss auf die Lötbruchgefahr hat die Atmosphäre. **Abb. 2.8** zeigt diese Abhängigkeit am Beispiel eines unterperitektischen Stahls (0,09 Gew.-% C; 0,16 Gew.-% Cu) bei zwei Temperaturen. Atmosphäre A besteht aus 13 Vol.-% Wasserdampf und Stickstoff und Atmosphäre B aus 6 Vol.-% Wasserdampf und Stickstoff. Der Sauerstoffgehalt wird variiert. Die Skala der Rissigkeit geht von 0 für vollkommene Rissfreiheit bis 5 für sehr starke Rissigkeit. Mit steigendem Sauerstoffgehalt nimmt bei 1100 °C die Lötbrüchigkeit bis 4 Vol.-% O₂ stetig zu, um dann fast konstant zu bleiben. Bei 1250 °C steigt die Lötbrüchigkeit stetig an und fällt nach einem Maximum wieder ab, wobei dieses Maximum mit zunehmender Temperatur zu niedrigeren Sauerstoffkonzentrationen hin verschoben wird [56].



a) Sauerstoff in der Ofenatmosphäre in Vol.-%



b) Sauerstoff in der Ofenatmosphäre in Vol.-%

Abbildung 2.8: Zusammenhang zwischen Rissigkeit durch Lötbruch und Gaszusammensetzung für: a) 1100 °C und b) 1250 °C (A: 13 Vol.-% Wasserdampf + Stickstoff; B: 6 Vol.-% Wasserdampf + Stickstoff) [56]

2.5.2.4 Einfluss zusätzlicher Legierungselemente

Für die Lötbrüchigkeit ist immer Kupfer verantwortlich. Es gibt aber Einflüsse anderer Elemente, wie Silizium, Nickel, Zinn, Arsen und Antimon. Keines dieser Elemente ist jedoch allein lötbruchgefährdend. Ihr Einfluss ist indirekt, indem sie die Wirksamkeit des Kupfers verändern. Bei den fünf genannten Elementen ist zwischen den lötbruchverstärkenden Elementen (Sn, As, Sb) und den lötbruchabschwächenden Elementen (Ni, Si) zu unterscheiden, wobei Silizium als Schlackenbildner eine Sonderrolle spielt. Die zusätzlichen Legierungselemente beeinflussen:

1. Die Zusammensetzung und die Schmelztemperatur der Kupferphase,
2. die Löslichkeit von Kupfer im Austenit,
3. die Benetzung und das Eindringen der Kupferphase in die Korngrenzen sowie
4. die Oxidationsrate [55, 71].

Silizium Aus dem Richardson-Ellingham-Diagramm [72] wird deutlich, dass Silizium sehr sauerstoffaffin ist und noch vor dem relativ „edleren“ Eisen oxidiert. Daher ist Silizium ungeeignet um Lötbruch zu erzeugen. Das Metalloxid des Siliziums kann jedoch bereits ab 1177 °C gemeinsam mit FeO eine flüssige Phase bilden. Diese flüssige Phase verbessert die Entfernung des Kupfers von der Stahloberfläche ganz erheblich, s. Kap. 2.5.2.1. Wie in **Abb. 2.9** gezeigt, nimmt die obere Temperaturgrenze der Lötbrüchigkeit deutlich mit steigendem Siliziumgehalt ab [57]. Da die Wirksamkeit des Siliziums von der Bildung der fayalitischen Schlacke abhängt [57, 58, 60, 62], kann das obere Limit der Lötbrüchigkeit nicht unter den Schmelzpunkt der Schlacke sinken. Selbst für niedrigere Kupfergehalte (0,23 Gew.-%) und hohe Siliziumgehalte (0,57 Gew.-%) wird eine unverminderte Lötbrüchigkeit unter 1200 °C gemessen [56]. Ein Nachteil des Siliziums ist die erhöhte Oxidationsrate oberhalb des Schmelzpunkts der fayalitischen Schlacke [71, 67].

Nickel Nickel besitzt im Eisen bei lötbruchrelevanten Temperaturen vollständige Löslichkeit und bildet somit keine flüssige Phase auf der Stahloberfläche

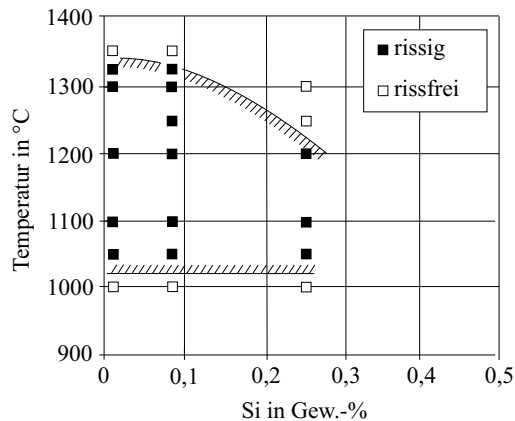


Abbildung 2.9: Abhängigkeit der Rissbildung auf einem überperitektischen Stahl mit 0,5 Gew.-% Cu vom Siliziumgehalt [57]

[66, 73, 56]. Nickel wird bei der Oxidbildung wie Kupfer an der Stahloberfläche angereichert und trägt zur Passivierung der Stahloberfläche bei [65]. Der dadurch geförderte Effekt der Einschlussbildung, s. Kap. 2.5.2.1, trägt zur Trennung des Kupfers von der Stahloberfläche bei. Für einen kohlenstoffarmen Stahl mit 0,3 Gew.-% Cu tritt Einschlussbildung ab 1200 °C auf. Mit zusätzlichen 0,15 Gew.-% Ni tritt Einschlussbildung bereits bei 1100 °C auf [62]. Durch Einschlussbildung wird ein Gemenge aus Stahl und Oxidschicht gebildet, welches das Ablösen der Oxidschicht von der Stahloberfläche beim Beizen erschwert. Durch die Zugabe von Nickel wird dieser Effekt nachteilig zu niedrigeren Temperaturen hin verschoben [56, 66]. Der Einfluss der Kupfer- und Nickelkonzentration auf die Einschlussbildung wird in der Literatur nicht eindeutig diskutiert. Es werden Nickelkonzentrationen von 1-27 Gew.-% angegeben [55, 62]. Die stark nickelangereicherten Einschlüsse würden eine feste Phase bilden, was die Lötbruchgefahr deutlich vermindert [56, 62]. Wie **Abb. 2.10** zeigt, verbessert Nickel die Löslichkeit für Kupfer im Austenit. Andererseits vermindert Ni in geringem Maße den Benetzungswinkel des flüssigen Kupfers, sodass für eine ggf. flüssig vorliegende Kupferphase eine leichtere Rissbildung ermöglicht wird [55]. Ein wesentlicher Vorteil der Vermeidung von Lötbruch durch Nickel im Gegensatz zu Silizium ist die Wirksamkeit über den gesamten Temperaturbereich. Zusätzlich senkt Nickel die Oxidationsrate [56]. Ein

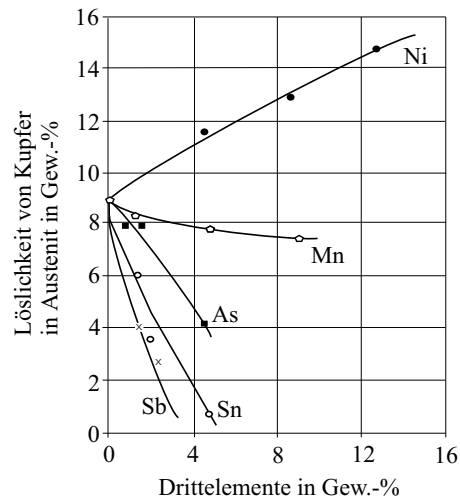


Abbildung 2.10: Einfluss von Drittelementen auf die Löslichkeit von Kupfer in Austenit bei 1250 °C [55]

Ni/Cu-Verhältnis von 0,5 genügt um Lötbrüchigkeit vollständig zu vermeiden. Mit zunehmender Oxidationstemperatur nimmt die schützende Wirksamkeit von Nickel zu [60].

Zinn Zinn hat im Stahl einen etwa zehnfach höheren Diffusionskoeffizienten als Kupfer und eine Löslichkeit bis 16 Gew.-% bei 1100 °C. Dadurch ist die Bildung einer flüssigen Phase mit Zinn allein fast nicht möglich [56, 61]. Für einen kohlenstoffarmen Stahl mit 0,3 Gew.-% Cu wird bei 1000 °C kein Lötbruch festgestellt. Durch Zugabe von 0,04 Gew.-% Sn findet bei derselben Temperatur jedoch eine deutliche Materialschädigung statt [61]. Die Schadensursache liegt vermutlich an der durch Zinn stark verringerten Löslichkeit für Kupfer im Austenit, s. Abb. 2.10 [55, 56]. Ferner reichert sich Zinn in der Kupferphase an und senkt ihren Schmelzpunkt deutlich, sodass die Lötbrüchigkeit auch noch bei niedrigeren Temperaturen wirksam sein kann [55, 61]. Der Schmelzpunkt von reinem Zinn liegt bei 232 °C [74]. Im Zweistoffsystem Cu-Sn findet man für 10 Gew.-% Sn einen Schmelzpunkt von nur noch 835 °C. Der einzige vorteilhafte Einfluss von Zinn liegt in der Erhöhung des Benetzungswinkels zwischen

der Kupferschmelze und der Stahloberfläche; dieser Effekt ist allerdings gering [55].

Antimon Mit einem Schmelzpunkt von 631 °C [73] und einer stark kupferlöslichkeitsabsenkenden Wirkung im Stahl, s. Abb. 2.10, erhöht Antimon die Lötbrüchigkeit [55]. Es reichert sich noch stärker als Zinn in der Stahloberfläche an, aber auch in der Kupferphase. Im Vergleich zu Zinn verringert Antimon stärker die positive Wirksamkeit von Nickel gegen die Lötbrüchigkeit [75].

Arsen Bei der Oxidation von Stahl verringert Arsen unter bestimmten Umständen die Oxidationsgeschwindigkeit [75]. Insgesamt ist die Schädlichkeit von Arsen geringer als die von Zinn oder Antimon. Arsen senkt vor allem die Löslichkeit für Kupfer in Stahl ab, s. Abb. 2.10, und eine Anreicherung von 8 Gew.-% im Kupfer führt zu einer deutlichen Absenkung des Schmelzpunktes auf 690 °C im Zweistoffsystem [55]. Arsen tendiert dazu, die Wirksamkeit von Nickel zu verringern, sodass in diesem Fall Lötbrüchigkeit im wesentlichen durch Silizium verringert wird [75]. Vorteilhaft wirkt Arsen in Bezug auf den Benetzungswinkel zwischen der flüssigen Kupferphase und der Stahloberfläche. Der Effekt ist eher von geringer Bedeutung [55].

2.5.3 Einfluss von Kupfer und Zinn auf die Eigenschaften niedrigkohlenstoffhaltigen Stahls

Kupfer- oder Zinnzusätze können die Eigenschaften von Stahl auf verschiedene Weisen beeinflussen: Verbesserung der Korrosionseigenschaften, Verringerung der Warmduktilität, Behinderung von Kornwachstums-, Rekristallisations- und Phasenumwandlungsvorgängen sowie Mischkristallhärtung und Ausscheidungshärtung. Durch zweckmäßige Wärmebehandlung lassen sich, insbesondere mit Kupfer, bei geeigneter Konzentration deutlich verbesserte Eigenschaften erzielen. Andererseits kann Kupfer, z.B. bei der Einstellung von Tiefzieheigenschaften, sehr von Nachteil sein.

2.5.3.1 Korrosionsschutz

Durch Zulegieren von 0,2-0,3 Gew.-% Kupfer kann eine bis zu 50 %ige Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit bei üblichen Umwelteinflüssen auf Stähle

erzielt werden. Höhere Kupferkonzentrationen bringen keine Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit. Hohe Kupfergehalte über 1,2 Gew.-% sind zweckmäßig, wenn z.B. Feuerungsgase mit hohen Schwefelgehalten mit dem Stahl in Verbindung kommen. In Säuren bewirkt Kupfer keinen wesentlichen Vorteil. Eine Ausnahme bildet die Resistenz gegen Salzsäure, wenn der Stahl neben Kupfer ausreichende Mengen Schwefel und Phosphor enthält.

Nachteilig ist Kupfer und Zinn beim Entzundern [54, 66]. Kupfer ist wohl das am stärksten wirkende Element was die Behinderung der Entzunderung anbetrifft [66].

2.5.3.2 Warmduktilität

Die Warmduktilität im Zugversuch nimmt im Temperaturbereich des Austenit-Ferrit-Mischgefüges (interkritisches Gefüge) mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt ab, was durch Kupfer und Zinn verstärkt wird. **Abb. 2.11** zeigt dies für den DC 04, der bei 1250 °C für 300 s austenitisiert wurde, mit einer Abkühlrate von 5 °C/s auf Versuchstemperatur gebracht wurde, dort für 10 s gehalten wurde und anschließend bei verschiedenen Temperaturen mit einer Umformgeschwindigkeit von $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ in Zugversuchen warmumgeformt wurde. Die Duktilitätsabnahme zwischen 800-900 °C wird durch das γ - α -Zweiphasengebiet begründet. Auf den primären Austenitkorngrenzen gebildeter Ferrit hat eine niedrigere Festigkeit als der Austenit. Eine inhomogene Verformung innerhalb des Gefüges führt zu Rissen. Da die Zugabe von Kupfer oder Zinn den Festigkeitsunterschied zwischen den beiden Phasen verstärkt, haben beide Elemente einen negativen Einfluss auf die Warmduktilität. Bei niedrigen Kohlenstoffgehalten, z.B. in ULC-Stählen, ist das Zweiphasengebiet sehr klein, sodass Kupfer keinen Einfluss auf die Warmduktilität hat. Für Zinn gilt dies nicht, da Zinn wie Schwefel auf die Korngrenzen diffundiert und einen Versetzungsabbau behindert. Die Folge sind Mikroporen, welche Rissbildung initiieren können [35, 76].

2.5.3.3 Keimbildung und Kornwachstum

In Versuchen an titanlegierten IF-Stählen mit verschiedenen Kupfergehalten kann nach 80 %iger Kaltumformung gezeigt werden, dass die Rekristallisation der kupferhaltigen Stähle zu höheren Temperaturen hin verschoben wird, wenn die Versuche bei einer konstanten Temperaturzunahme von 10 °C/s stattfinden. Der Rekristallisationsbeginn liegt für den kupferfreien Stahl bei 700 °C. Ein

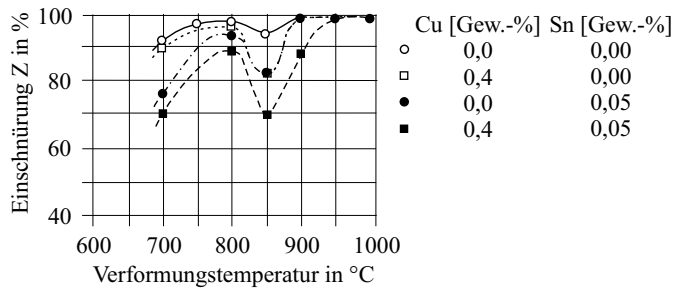


Abbildung 2.11: Einschnürung bei verschiedenen Warmumformtemperaturen in niedrigkohlenstoffhaltigem Stahl DC 04 mit verschiedenen Kupfer- und Zinngehalten [35]

Stahl mit 1 Gew.-% Kupfer zeigt erst ab 770 °C erste rekristallisierte Körner [77]. Ein anderes Beispiel zeigt, dass um 80 % kaltgewalztes niedrigkohlenstoffhaltiges Stahlblech mit 0,7 Gew.-% Kupfer bei 700 °C nach 10 Minuten vollständig rekristallisiert ist. Mit 1,4 Gew.-% Kupfer ist nach 1000 Minuten die Rekristallisation noch nicht vollständig abgelaufen. Die Behinderung der Rekristallisation ist dem Solute-Drag-Effekt zuzuschreiben [78]. D.h., dass die Versetzungsbewegung durch die Spannungsfelder der Fremdelemente behindert wird.

Für eine Warmwalzsimulation in Torsionsversuchen werden für die Zeitintervalle 1-8 s zwischen zwei Verformungsschritten, bei Temperaturen oberhalb 900 °C, für einen niedrigkohlenstoffhaltigen Stahl bis 0,8 Gew.-% Kupfer kein Einfluss auf die Entfestigungsgeschwindigkeit gefunden [78].

Bei gleichem rekristallisiertem Volumenanteil ist die Anzahl der rekristallisierten Körner im kupferhaltigen Stahl etwas geringer und die Korngröße demzufolge größer. Die Keimbildungsrate und die Keimwachstumsgeschwindigkeit werden stark verringert. Gründe für die verminderte Keimbildungsrate sind: Die Verminderung der Korngrenzenenergie durch Anwesenheit von Kupfer, die Behinderung der Kohlenstoffdiffusion und schließlich die Bildung von feinen kohärenten Kupferausscheidungen an Ferritkeimbildungsstellen. Die kupferbedingte geringere Keimwachstumsgeschwindigkeit lässt sich vermutlich auf den Solute-Drag-Effekt zurückführen [79]. Die Kupferausscheidungen haben eine Zugwirkung auf die Korngrenzen, deren Beweglichkeit für die Rekristallisation notwendig ist. Bei zunehmender Temperatur werden die Ausscheidungen

weniger, wodurch erst die Rekristallisation ermöglicht wird. Mit den höheren Temperaturen erfolgt die thermisch aktivierte Rekristallisation in der γ -Faser, aber auch zunehmend in der α -Faser. Der Unterschied der Keimbildungskinetik wirkt sich schließlich in einer weniger scharfen Tiefziehtextur aus. Wenn Kupfer im Stahl enthalten ist, bleibt die α -Faser stärker belegt, insbesondere die rotierte Würfellage. In Versuchen wurde durch 1 Gew.-% Kupfer der mittlere r -Wert von 1,9 auf 1,6 abgesenkt. Die Kaltwalztextur ist dagegen unabhängig vom Kupfergehalt [77].

Anhand einer Berechnungsmethode [80] wird für einen nahezu kupferfreien Stahl der Beginn der γ - α -Phasenumwandlung mit $A_{e3} = 877^\circ\text{C}$ ermittelt. Mit 0,4 Gew.-% Kupfer liegt diese Temperatur bei etwa 869°C . Eine Verdoppelung der Kupferkonzentration führt nur geringfügig zu einer weiteren Abnahme der Phasenumwandlungstemperatur.

Für relativ schnelle Abkühlungen ($\dot{\vartheta} = -23^\circ\text{C/s}$) aus dem Austenit wird ein linearer Zusammenhang zwischen der Kupferkonzentration und der reziproken Quadratwurzel des Korndurchmessers gefunden. Mit zunehmendem Kupfergehalt nimmt die Korngröße ab [81, 82]. Die Kornfeinung durch Kupfer hängt möglicherweise neben dem Solute-Drag-Effekt auch mit der Absenkung der A_{r3} Temperatur zusammen [79, 83].

2.5.3.4 Mischkristall- und Ausscheidungshärtung

Die vom Kupfergehalt c_{Cu} abhängige Mindestabkühlgeschwindigkeit v_{ab} für die Gewährleistung reiner Mischkristallhärtung kann mit Gl. 2.7 näherungsweise für einen niedrigkohlenstoffhaltigen Stahl berechnet werden.

$$v_{ab} = e^{1,98 \cdot c_{Cu} [\text{Gew.}\%] - 0,08} \text{ } [^\circ\text{C/s}] \text{ } [81] \quad (2.7)$$

Die Bildung der Ausscheidungen verläuft wie folgt:

1. Zunächst entstehen Agglomerationen von Kupferatomen, die homogen in der Matrix verteilt sind und in Kohärenz zu ihr stehen [84, 85]. Die Bildung der ersten Kupferpartikel benötigt wenig Energie, da die Atomvolumina der Kupferausscheidungen und der Matrix fast identisch sind. Eine bevorzugte Keimbildung an Gitterfehlern wird daher nicht gefunden [86].

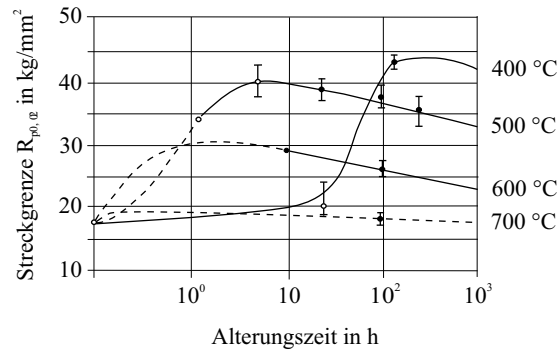


Abbildung 2.12: Streckgrenze in Abhängigkeit von der Anlasstemperatur für Eisen mit 0,9 Gew.-% Kupfer [89]

- Überschreiten die kohärenten Ausscheidungen die kritische Größe von etwa 3 nm, so wandeln sie sich in kugelige kubisch flächenzentrierte ϵ -Kupferausscheidungen um. Diese liegen in der Matrix inkohärent vor und erfüllen den Orientierungszusammenhang nach Kurdjumov-Sachs : $(111)_{\epsilon-\text{Cu}} \parallel (011)_{\alpha-\text{Fe}}$; $[01\bar{1}]_{\epsilon-\text{Cu}} \parallel [11\bar{1}]_{\alpha-\text{Fe}}$. Wegen der bevorzugten Orientierung in der Matrix bilden sie sich ab einer Größe von 15 nm stabförmig aus [86, 87, 88].

Abb. 2.12 zeigt für Eisen mit 0,9 Gew.-% Kupfer, wie mit zunehmender Anlasstemperatur der Anstieg der Streckgrenze $R_{p0,02}$ zu kürzeren Zeiten hin verschoben und abgeschwächt wird. Die Höhe der Streckgrenze wird durch die Größe und die Menge der Ausscheidungen bestimmt [82]. Ausscheidungshärtung tritt ab Kupferkonzentrationen oberhalb 0,5-0,6 Gew.-% auf [54, 80]. Die Festigkeit verhält sich reziprok zum Abstand zwischen den Ausscheidungen [82]. Besonders vorteilhaft sind kleine kohärente Kupferausscheidungen, da sie ein höheres elastisches Spannungsfeld erzeugen als die großen inkohärenten Ausscheidungen [88]. Die Abnahme des Streckgrenzenmaximums mit zunehmender Anlasstemperatur hängt mit der zunehmenden Löslichkeit für Kupfer im Eisen zusammen, wodurch weniger Ausscheidungen gebildet werden [54]. Entsprechend wird der Ausscheidungsbeginn durch einen steigenden Kupfergehalt beschleunigt und das Härtemaximum stark begünstigt [78]. Nach Erreichen des Streckgrenzenmaximums wachsen die großen Kupferausscheidungen auf Kosten der kleinen Kupferausscheidungen weiter, sodass die Streckgrenze abnimmt

[89].

Bei reiner Mischkristallhärtung nehmen mit dem Kupfergehalt die Festigkeitswerte linear zu und die Bruchdehnung linear ab. Mit 2 Gew.-% Kupfer werden die Festigkeitswerte um etwa 70 % gesteigert, während die Bruchdehnung um etwa 12 % abnimmt. Neben der Mischkristallhärtung wirkt zudem die Kornfeinung [81].

Mit abnehmender Abkühlgeschwindigkeiten kommt es zur Ausscheidungshärtung [81]. Oberhalb 0,5 Gew.-% Kupfer werden die mechanischen Eigenschaften für niedrigkohlenstoffhaltigen Stahl erheblich beeinflusst. Ein Maximum wird bei etwa 2 Gew.-% Kupfer erreicht. Das Streckgrenzenverhältnis nimmt bis 3 Gew.-% Kupfer zu und erreicht den Wert 1 [54].

Das Zulegieren von Kupfer führt in Kerbschlagbiegeversuchen zu einer Absenkung der Übergangstemperaturen. Am besten sind diese im ungealterten und überalterten Zustand, wenn die Festigkeit am niedrigsten ist. Besonders vorteilhaft sind grobe Kupferausscheidungen und somit ein steigender Kupfergehalt [83].

Das Legierungselement Kupfer liefert eine geeignete Möglichkeit zur Kontrolle der mechanischen Eigenschaften von Stählen nach dem Lösungsglühen: Bei langsamer Abkühlung im Ofen sind die Stähle weich genug um verformt und bearbeitet zu werden. Nach einem weiteren Lösungsglühen und etwas schnellerer Abkühlung kann durch die Bildung feiner Ausscheidungen eine hohe Festigkeit erzielt werden, die jene des Martensits übersteigt [82].

Zinn bildet bis Konzentrationen von 0,1 Gew.-% keine intermetallischen Phasen im Stahl [90]. Zudem hat Zinn nur einen sehr geringen, vom jeweiligen Stahl abhängigen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Der größte Einfluss wird bei der Zähigkeit gefunden. Die 20 J Übergangstemperatur wird im Kerbschlagbiegeversuch deutlich erhöht, wie auch die Temperatur, bei der 50 % Gleitbruchanteil auf der Bruchfläche vorliegt. Die Hochlage wird dabei abgesenkt. Für aluminiumberuhigte niedrigkohlenstoffhaltige Stähle werden die Streckgrenze und die Zugspannung um $1,08 \text{ N/mm}^2$ bzw. $1,29 \text{ N/mm}^2$ je 0,01 Gew.-% Zinn angehoben. Die Bruchdehnung wird für diese Stähle um 0,5 % je 0,01 Gew.-% Zinn verringert [91].

3 Modellbetrachtungen zur Lötbrüchigkeit

Beim Vergießen und Umformen von Stählen, sind gewisse Gehalte an Kupfer und Zinn nicht zu überschreiten. Einer der Gründe ist die Lötbruchgefahr. Mit der schnelleren Abkühlung für endabmessungsnah vergossenen Stahl darf ein höheres Limit für diese Elemente erwartet werden. Zum einen wird der Temperaturbereich für Lötbruch deutlich schneller durchschritten, zum anderen steht weniger Zeit zur Bildung der schädlichen Kupfermenge auf der Stahloberfläche zur Verfügung. Diese Annahme wurde in einer Versuchsreihe am Swedish Institute for Metals Research (SIMR) in einem gemeinsamen EGKS-Projekt (7210-PR 276) mit der Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH und dem Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH untersucht. Die Ergebnisse sollen in diesem Kapitel vorgestellt werden. Sie bilden neben den aus Kap. 2.5.2.1 bekannten lötbruchrelevanten Mechanismen die Basis für eine Modellbetrachtung. Eine Abschätzung der maximal erlaubten Kupferkonzentration in Abhängigkeit von der vergossenen Banddicke und dem Sauerstoffpartialdruck in der Atmosphäre schließt dieses Kapitel ab.

3.1 Experimentelle Lötbruchkurven

Um die Schädlichkeit des Lötbruchs in Abhängigkeit von Temperatur und Sauerstoffgehalt (Stickstoff-Sauerstoff Gemisch) in der Umgebungsatmosphäre zu untersuchen, sind vom SIMR Stauchversuche an tonnenförmigen Probekörpern ($\varnothing = 15$ mm, Höhe = 20 mm) mit einem im Mittelbereich der Peripherie befindlichen Bauchring ($\varnothing = 19$ mm, Höhe = 4 mm) durchgeführt worden. Während der Verformung entstanden im Bauchring der Probekörper fast reine Zugspannungen, die bei Schwächung der Korngrenzen durch Kupfer zu Rissen führten. Damit sich ein grobes, dem Dünnband vergleichbares Austenitgefüge einstellte, wurden die Proben zunächst bei 1350 °C für eine Minute in einem Argon-Stickstoff-Gemisch austenitisiert. Anschließend wurden die Proben auf Versuchstemperatur gebracht. Bei Erreichen der Versuchstemperatur wurde zur

Oxidation der Proben ein Ventil mit einem Stickstoff-Sauerstoffgemisch geöffnet. Nach Ablauf der vordefinierten Oxidationszeit wurde das Ventil geschlossen und die Atmosphäre wieder inertisiert. Dann erfolgte eine 20 %ige Stauchverformung bei einer Verformungsgeschwindigkeit von 2 s^{-1} . Nach Abkühlung wurden die Proben mittig entlang des Bauchrings aufgetrennt und die im Bauchring entstandenen Risse lichtmikroskopisch ausgewertet. Hierbei wurden die Risshäufigkeit und die Risstiefe gemessen. Die Untersuchungen erfolgten an der Tiefziehgüte DC 04 mit der in **Tabelle 3.1** angegebenen Zusammensetzung. Die Ergebnisse der Auswertung sowie weitere Details zu Versuchsaufbau und -durchführung finden sich in [92].

C	Mn	Si	P	S	Cr
0,08	0,38	0,10	0,03	0,02	0,015
Ni	Co	Al	Cu	Sn	Fe
0,015	0,065	0,025	var.	var.	bal.

Tabelle 3.1: Stahlzusammensetzung der vom SIMR untersuchten Stauchproben

Als Kriterium für die Bewertung der Lötbrüchigkeit wird die Risstiefe mit einem Grenzwert von 0,2 mm verwendet, wogegen in [92] ein Grenzwert von 0,3 mm zugrunde gelegt wird. Dieser Grenzwert ist der niedrigste, mit dem eine sinnvolle Auswertung der gemessenen Daten möglich ist. In der praktischen Anwendung sind 0,2 mm tiefe Risse, insbesondere für Tiefziehbleche, inakzeptabel. Da sich die untersuchten Oxidationszeiträume zumeist auf 3 s und 20 s beschränkten, konnten die Zeitpunkte, bei denen die Risstiefe 0,2 mm erreicht wurde, linear interpoliert werden. Diese Annahme ist für eine zeitlich konstante Zunahme der Kupferschichtdicke vor dem Hintergrund des linearen Zusammenhangs zwischen Kupferschichtdicke und Risstiefe, s. Kap. 2.5.2.2, zulässig. Es sind nicht alle Ergebnisse für die Erstellung der Lötbruchkurven verwendet worden. Wenn zu große Abweichungen von den Mittelwerten auftraten, wurden diese Messungen verworfen.

Abb. 3.1 zeigt das Auftreten von Risstiefen $\geq 0,2 \text{ mm}$ in Abhängigkeit von der Oxidationszeit und Oxidationstemperatur für den Luftsauerstoffgehalt (21 Vol.-% O_2). Zusätzlich ist in **Abb. 3.1** der berechnete Übergang von der linearen zur parabolischen Verzunderung als gestrichelte Linie angegeben. **Abb.**

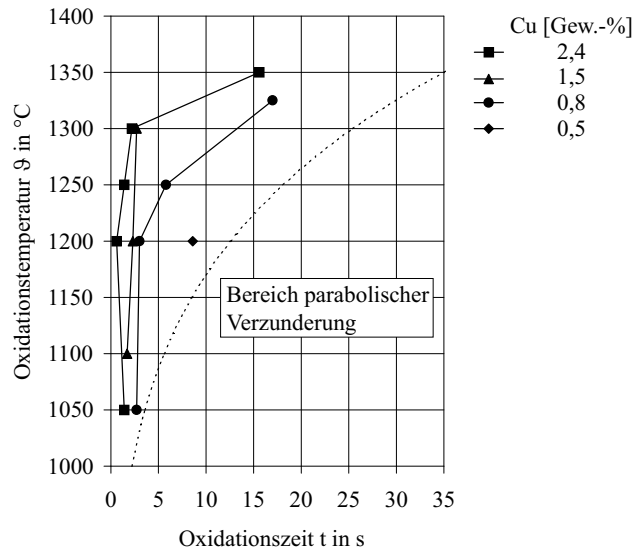


Abbildung 3.1: Experimentelle Lötbruchkurven für verschiedene Kupferkonzentrationen und Oxidation an Luft (Grenzrisstiefe $\geq 0,2$ mm)

3.2 zeigt die entsprechenden Ergebnisse für die verminderten Sauerstoffgehalte 5 Vol.-% O_2 und 1 Vol.-% O_2 .

Die gemessenen Ergebnisse für Oxidation an Luft machen deutlich, wie oberhalb von 1200 °C die Lötbrüchigkeit zunehmend unterdrückt wird. Für Temperaturen unterhalb 1200 °C beginnt die Lötbrüchigkeit unabhängig von der Temperatur näherungsweise zur selben Zeit. Bei 1000 °C konnten unabhängig von der Oxidationszeit und der Kupferkonzentration keine Risse beobachtet werden. Für niedrige Sauerstoffgehalte stehen wenige Messdaten zur Verfügung. Sie zeigen eine große Streuung. Die Oxidationszeiten liegen sehr weit auseinander (20 s, 100 s, 200 s), sodass die lineare Interpolation des Zeitpunkts, ab dem 0,2 mm tiefe Risse auftreten, nicht zuverlässig ist. Dennoch wird die verminderte Lötbruchgefahr mit abnehmendem Sauerstoffgehalt deutlich.

Die maximal untersuchte Zinnkonzentration betrug 0,16 Gew.-%. Ein Einfluss von Zinn konnte nicht gefunden werden.

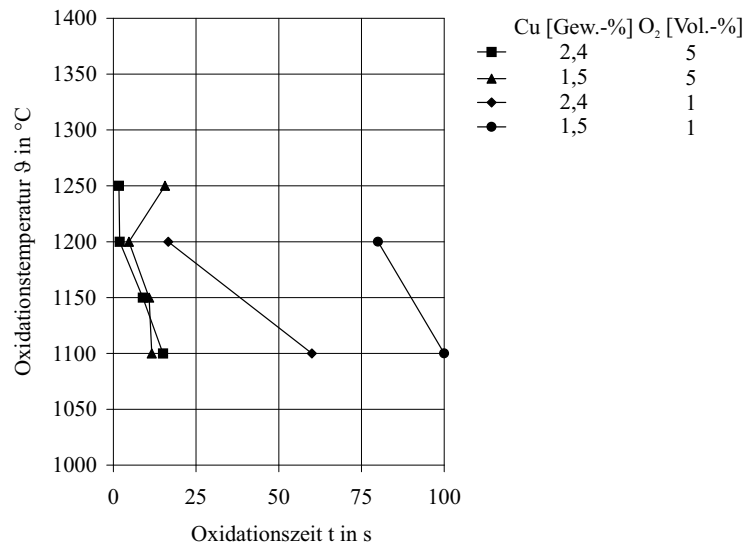


Abbildung 3.2: Experimentelle Lötbruchkurven für verschiedene Kupferkonzentrationen und Sauerstoffgehalte (Grenzrisstiefe $\geq 0,2$ mm)

3.2 Oxidation - lineares und parabolisches Zeitgesetz

Ein wesentlicher Aspekt für das Verständnis der Lötbrüchigkeit ist die Oxidation des Stahls. Sie bestimmt die Geschwindigkeit mit der Kupfer auf der Stahloberfläche freigesetzt wird. Zu Beginn der Oxidation liegt eine blanke Stahloberfläche vor. Geschwindigkeitsbestimmend ist der Antransport des Sauerstoffs durch die Gasgrenzschicht zur Stahloberfläche. Solange dies der Fall ist, folgt die Oxidation dem linearen Zeitgesetz mit der Oxidationskonstante k_1 [$\text{kg}/\text{m}^2\text{s}$]. Ein übliches Messverfahren zur Bestimmung der Oxidationsgeschwindigkeit ist die zeitliche Änderung des Gewichtes eines Probekörpers bei bekannter Oxidationsfläche A [m^2]. Die lineare Massenzunahme \dot{m}_1 [kg/s] wird mit Gl. 3.1 berechnet. Die Sauerstoffaktivität a_{O_2} wird als Quotient aus dem aktuellen Sauerstoffpartialdruck und zu einem bar Sauerstoff berücksichtigt. Für Oxidation an Luft muss der Sauerstoffanteil (20,95 %) berücksichtigt werden. Näherungsweise kann ein linearer Einfluss für niedrige Sauerstoffgehalte

entsprechend der Stefan-Ströme angenommen werden. Es gilt:

$$\dot{m}_l = k_l \cdot \frac{a_{O_2}}{0,2095} \cdot A \left[\frac{kg}{s} \right]. \quad (3.1)$$

Sobald sich eine erste Oxidschicht gebildet hat, wandern Eisenionen von der Stahloberfläche durch die Oxidschicht hindurch, sodass die Oxidation an der Oxidoberfläche weiter fortschreiten kann. Mit zunehmender Oxidschichtdicke verlängert sich die Wanderungszeit der Eisenionen, bis schließlich die Oxidationsgeschwindigkeit allein durch die Wanderungsgeschwindigkeit der Eisenionen bestimmt wird. Ab diesem Zeitpunkt folgt die Oxidationsgeschwindigkeit einem parabolischen Zeitgesetz mit der Oxidationskonstanten k_p $[kg^2/m^4s]$. Die parabolische Massenzunahme \dot{m}_p $[kg/s]$ lässt sich mittels Gl. 3.2 berechnen. Da bei der parabolischen Massenzunahme die Wanderungsgeschwindigkeit der Eisenionen durch die Oxidschicht geschwindigkeitsbestimmend ist, ist der Einfluss von Sauerstoffpartialdrücken, die größenordnungsmäßig nicht stark von dem der Luft abweichen, gering [93].

$$\dot{m}_p = \frac{k_p}{2 \cdot m} \cdot A^2 \left[\frac{kg}{s} \right]. \quad (3.2)$$

Der Übergang vom linearen zum parabolischen Wachstum findet näherungsweise zu dem Zeitpunkt t_u statt, bei dem $\dot{m}_l = \dot{m}_p$ gilt. Gleichsetzen der Gl. 3.1 und Gl. 3.2 liefert

$$m(t_u) = \frac{k_p}{2 \cdot k_l \cdot \frac{a_{O_2}}{0,2095}} \cdot A \quad [kg]. \quad (3.3)$$

Durch Integration von Gl. 3.1 über die Zeit und Gleichsetzen von $m(t_u) = m_l$ errechnet sich aus Gl. 3.3 der Zeitpunkt für den Übergang vom linearen zum parabolischen Zeitgesetz. Man erhält:

$$t_u = \frac{k_p}{2 \cdot \left(k_l \cdot \frac{a_{O_2}}{0,2095} \right)^2} \quad [s]. \quad (3.4)$$

Nach [93] gelten folgende Zahlen:

lineare Zunderkonstante	:	$k_l = 0,024 \cdot \exp \frac{-2064 \text{ K}}{T} \frac{kg}{m^2 s}$
parabolische Zunderkonstante	:	$k_p = 948 \cdot \exp \frac{-20419 \text{ K}}{T} \frac{kg^2}{m^4 s}$

Exemplarisch ist t_u für den Luftsauerstoffgehalt in Abb. 3.1 gepunktet dargestellt. Für geringere Sauerstoffgehalte nimmt t_u stark zu, da die Sauerstoffaktivität a_{O_2} quadratisch im Nenner der Gl. 3.4 steht. Es ist deutlich, dass die Lötbruchkurven im Zeitbereich der linearen Oxidation liegen, sodass die folgenden Modellbetrachtungen zur Lötbrüchigkeit von linearer Oxidation ausgehen.

3.3 Thermodynamische Berechnungen zur Zusammensetzung der Oxidschichten

Aufgrund der starken Abhängigkeit der Lötbrüchigkeit von der Existenz einer flüssigen Schlacke im oberen Temperaturbereich ist es sinnvoll, sich ein Bild von ihrem Existenzgebiet zu machen und dessen Abhängigkeit von Temperatur und Stahlzusammensetzung zu berechnen. Die Software FactSage (GTT) ist zur Berechnung thermodynamischer Daten geeignet. Die Zusammensetzung des Stahls entspricht der Zusammensetzung der Stauchproben und ist **Tabelle 3.2** zu entnehmen.

Fe	C	Mn	Al	Si
99,5	0,08	0,38	0,025	0,1
N ₂	O ₂	Cu	Sn	
0,79	0,21	var.	var.	

Tabelle 3.2: Angenommene Stahlzusammensetzung in Gew.-% (100 g Stahl) bzw. Vol.-% (1 mol Gas) für die thermodynamischen Berechnungen

Neben den Begleitelementen Kupfer und Zinn wurden die Elemente Silizium, Mangan und Sauerstoff variiert und in Abhängigkeit von der Temperatur berechnet. Ein Beispiel für den Fall mit veränderlichem Siliziumgehalt ist in **Abb. 3.3** gezeigt. Eine zunehmende Menge Silizium verschiebt den flüssigen Schlackentanteil zu höheren Werten. Das entspricht dem FeO-SiO₂ Phasendiagramm, s. Abb. 2.4.

Abb. 3.4 zeigt deutlich, welche geringe Mengen Silizium schon ausreichend sind, um mit steigenden Temperaturen große Mengen FeO in die flüssige Schlacke aufzunehmen. Interessant ist zudem der Einfluss von Mangan, das die Liquidustemperatur zu niedrigeren Temperaturen hin verschiebt. Die von Silizium

erzeugte Schlacke ist erst ab 1177 °C flüssig. Bei Anwesenheit von Mangan-oxid kann der Schmelzpunkt unter 1000 °C verschoben werden. Mangan erhöht jedoch nicht wesentlich die Menge Schlacke im Verhältnis zur gebildeten Gesamtoxidmenge. Kupfer und Zinn haben keinen nennenswerten Einfluss auf die Menge und die Liquidustemperatur der flüssigen Schlacke, da ihre Löslichkeit vernachlässigbar klein ist. Daher zeigen die Berechnungen für diese Elemente, dass sie im thermodynamischen Gleichgewicht nahezu vollständig im Stahl verbleiben und nicht oxidieren. Für steigende Temperaturen nimmt zwar der oxidierte Anteil zu, er bleibt aber insgesamt gering. So wird beispielsweise bei einer Ausgangskonzentration von 1,5 Gew.-% Kupfer im Stahl und 1400 °C lediglich ein Anteil Kupferoxidul (Cu_2O) von 0,13 Gew.-% in der Schlacke gefunden.

Der Literatur, s. Kap. 2.5, sind Informationen zur Bildung von Kupferoxidul im Zusammenhang mit Lötbruch mit langen Oxidationszeiträumen (parabolische Oxidation) zu entnehmen. Kupferoxidul müsste jedoch entstehen, wenn die Zellreaktion wirksam wäre. Stattdessen wird in der Oxidschicht metallisches Kupfer in Form von Einschlüssen gefunden. Bei eigenen Untersuchungen anhand der Stauchproben des SIMR konnte bestätigt werden, dass bei kurzen Oxidationszeiträumen kein Kupferoxidul entsteht. Daher wird bei der folgenden Berechnung der Lötbruchkurven lediglich der Mechanismus der Einschlussbildung betrachtet. Wirksam wird dieser mit dem Auftreten der flüssigen fayalitischen Schlacke.

3.4 Modell für die Lötbruchkurvenberechnung

Im folgenden wird anhand der oben beschriebenen Erkenntnisse aus der Literatur und der thermodynamischen Berechnungen ein Modell erstellt, das die Berechnung der experimentellen Lötbruchkurven erlaubt. Da es auf der Beschreibung physikalischer Phänomene beruht, lässt sich das Modell in seinem Gültigkeitsbereich frei auf verschiedene Bedingungen übertragen. Zunächst wird der notwendige Oxidationszeitraum (d.h. die Aufbauphase) bestimmt, ab dem erstes Kupfer auf der Stahloberfläche ausgeschieden wird. Im Anschluß daran wird der Zusammenhang zwischen der kritischen Kupferschichtdicke und der Riss-tiefe berechnet. Mit der Kenntnis über die kritische Kupferschichtdicke lassen sich abschließend die Lötbruchkurven berechnen.

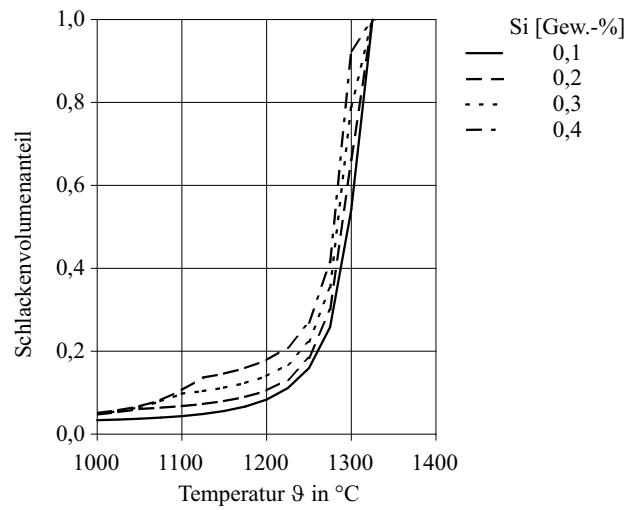


Abbildung 3.3: Volumenanteil flüssiger Schlacke bezogen auf die gesamte Oxidschicht bei verschiedenen Siliziumgehalten

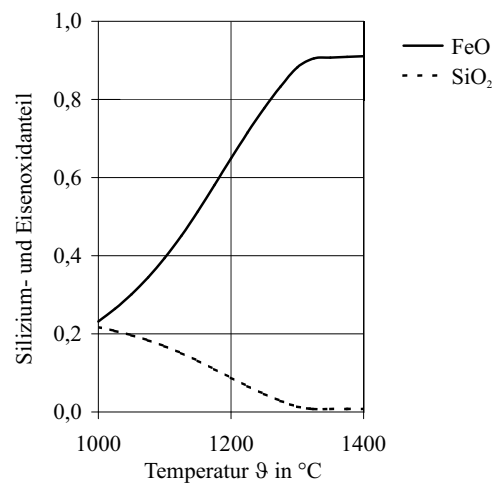


Abbildung 3.4: Volumenanteil des Silizium- und Eisenoxids in der Schlacke

3.4.1 Aufbauphase

Kupferlegierter Stahl Durch selektive Oxidation des Stahls reichert sich metallisches Kupfer an der Stahloberfläche an, wo es im Vergleich zur Oxidschicht die bessere Benetzbarkeit hat. Unterhalb der Liquidustemperatur der Schlacke existiert als Abtransportmechanismus für Kupfer lediglich die Diffusion in den Stahl hinein [59]. Aus dem ersten Fick'schen Gesetz ($j = -D \cdot (dc/dx)$ [kg/m²s]) wird deutlich, dass bei großen Konzentrationsgradienten dc/dx ein sehr hoher Transportfluss j des Kupfers erreicht wird. Dies ist der Fall, wenn die Oxidation gerade beginnt und erstes Kupfer an der Stahloberfläche vorliegt. Mit fortschreitender Eindringtiefe sinkt der Kupfergradient soweit ab, dass entstehendes Kupfer nicht mehr vollständig in die Stahlmatrix hinein abgeführt werden kann. Es verbleibt metallisches Kupfer an der Phasengrenze Stahl/Schlacke und die Stahloberfläche ist an Kupfer bis zur Löslichkeitsgrenze gesättigt.

Zwei Diffusionsströme wirken bis zu diesem Zeitpunkt in entgegengesetzter Richtung. Sie sind in **Abb. 3.5** schematisch dargestellt. Die an der Oberfläche freiwerdende Menge Kupfer pro Zeit und Fläche wird durch den Diffusionsstrom j_{ox} [kg/m²s] beschrieben. Er wird durch die Geschwindigkeit v_{gr} [m/s] der Grenzfläche Oxid-Stahl, die Kupferkonzentration c_0 [-] im Stahl zu Beginn der Oxidation und die Dichte des Kupfers ρ_{Cu} [kg/m³] bestimmt:

$$j_{ox} = v_{gr} \cdot c_0 \cdot \rho_{St} \left[\frac{kg}{m^2s} \right]. \quad (3.5)$$

j_{ox} entgegengerichtet ist der Diffusionsstrom j_{st} des Kupfers in den Stahl hinein. Er ist durch die Konzentrationsdifferenz zwischen der Stahloberfläche, c_{gr} , und der Diffusionsfront c_0 (δ_c) bestimmt:

$$j_{st} = -v_{gr} \cdot (c_{gr} - c_0) \cdot \rho_{St} \left[\frac{kg}{m^2s} \right]. \quad (3.6)$$

Die Bilanz dieser beiden Ströme bewirkt ein Ansteigen des mittleren Kupfergehalts mit der Zeit dc_{Cu}/dt [s⁻¹] im Bereich der durch die Diffusionsreichweite festgelegten Schichtdicke ($\delta_c (= 2 \cdot D_{St}^{Cu} / v_{gr})$ [m] [94]), es gilt:

$$\frac{dc_{Cu}}{dt} \cdot \delta_c \cdot \rho_{St} = j_{ox} - j_{st} \left[\frac{kg}{m^2s} \right]. \quad (3.7)$$

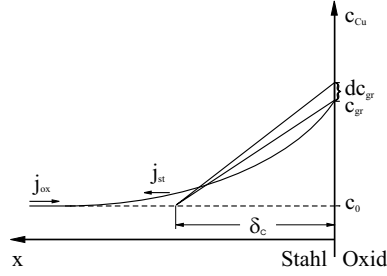


Abbildung 3.5: Aufbau des Diffusionsgradienten unter der Stahloberfläche

Mit Hilfe der vereinfachenden Annahme eines konstanten Konzentrationsgradienten, lässt sich die Konzentrationsänderung an der Stahloberfläche ($dc_{gr} = dc_{Cu} \cdot 2$) berechnen. Der Zeitpunkt t für das Erreichen einer bestimmten Kupferkonzentration in der Stahloberfläche lässt sich schließlich durch Integration der Gl. 3.7 ermitteln, wobei als Randbedingung für den Zeitpunkt $t = 0$ angenommen wird, dass $c_{gr} = c_0$ ist. Somit gilt:

$$t_A = \frac{D_{st}^{Cu}}{v_{gr}^2} \cdot \ln \frac{c_{gr}}{c_0} [s]. \quad (3.8)$$

Volumendiffusionskoeffizient für Kupfer in γ -Eisen :

$$D_{st}^{Cu} = 3,8 \cdot 10^{-4} \cdot \exp - \frac{310000 \text{ K}}{8,314 \cdot T} \frac{\text{m}^2}{\text{s}} [95]$$

Das Ende der Anlaufphase wird erreicht, wenn c_{gr} die maximale Löslichkeit c_{max} für Kupfer im Stahl erreicht. Für einen Gültigkeitsbereich von 900–1400 °C kann die maximale Löslichkeit mit ausreichender Genauigkeit aus der folgenden linearen Gleichung bestimmt werden. Sie ist an die Löslichkeitsgrenze für Kupfer in der eisenreichen Phase des Zweistoffsystems Fe-Cu [73] angepasst.

$$c_{max} = \frac{T}{4796 \text{ K}} - 0,2237 [-] \quad (3.9)$$

Aus der linearen Massenzunahme \dot{m}_l (Gl. 3.1) lässt sich die Geschwindigkeit der Grenzfläche Oxid-Stahl, v_{gr} , berechnen.

$$v_{gr} = \frac{M_{Fe}}{M_O} \cdot \frac{\dot{m}_l}{\rho_{Fe} \cdot A} \left[\frac{\text{m}}{\text{s}} \right] \quad (3.10)$$

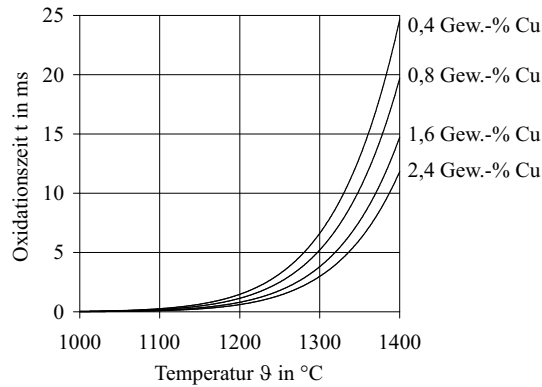


Abbildung 3.6: Rechnerisch bestimmte Dauer der Aufbauphase für die Anreicherung von Kupfer in der Stahloberfläche bei Oxidation an Luft

Lineare Oxidationskonstante :

$$k_1 = 0,024 \cdot \exp\left(-\frac{2046\text{K}}{T}\right) \text{ kg}/(\text{m}^2 \text{ s}) \quad [93]$$

Molare Masse des Eisens : $M_{\text{Fe}} = 56 \text{ g/mol}$

Molare Masse des Sauerstoffs : $M_{\text{O}} = 16 \text{ g/mol}$

Dichte des Eisens (1300 °C) : $\rho_{\text{Fe}} = 7400 \text{ kg/m}^3 \quad [43]$

Abb. 3.6 zeigt für vier verschiedene Kupferkonzentrationen das berechnete Ende der Aufbauphase in Abhängigkeit von der Temperatur. Es wird deutlich, dass selbst für einen niedrigen Kupfergehalt von 0,4 Gew.-% und eine hohe Oxidationstemperatur von 1300 °C bereits nach weniger als 7 ms die Ausscheidung der kupferreichen Metallphase auf der Stahloberfläche beginnt. Somit kann für die Oxidation an Luft die Aufbauphase für weitere Betrachtungen vernachlässigt werden.

Da die Oxidationsgeschwindigkeit quadratisch in Gl. 3.8 eingeht, verlängert sich die Aufbauphase erheblich mit sinkendem Sauerstoffpartialdruck. Dennoch dauert die Aufbauphase für einen Sauerstoffgehalt von 1 Vol.-% unter ansonsten gleichen Versuchsbedingungen weniger als 3 s. Da auch die Oxidationszeiten bis zum Lötbruch durch niedrige Sauerstoffpartialdrücke verlängert werden, kann auch in diesem Fall die Anlaufphase vernachlässigt werden.

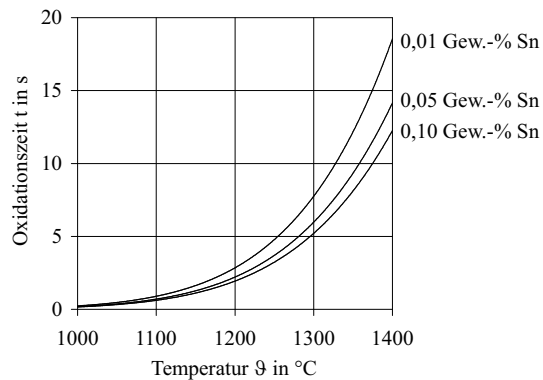


Abbildung 3.7: Rechnerisch bestimmte Dauer der Aufbauphase für die Anreicherung von Zinn in der Stahloberfläche bei Oxidation an Luft

Zinnlegierter Stahl Mit dem selben Modell kann auch die Aufbauphase für Zinn berechnet werden. Zinn ist ein stark α stabilisierendes Element, sodass bereits mit geringen Mengen Zinn eine kubisch raumzentrierte Gitterstruktur gebildet wird. Daher wird die Diffusionskonstante für Zinn in α -Eisen sowie die aus dem Zweiphasendiagramm Fe-Sn [73] angefittete lineare Gleichung für die maximale Löslichkeit für Zinn in α -Eisen verwendet.

Volumendiffusionskoeffizient für Zinn in α -Eisen :

$$D_{St}^{Sn} = 5,40 \cdot 10^{-4} \cdot \exp \left(-\frac{232200 \text{ K}}{8,314 \cdot T} \right) \frac{\text{m}^2}{\text{s}} \quad [96]$$

Maximale Löslichkeit des Zinns in α -Eisen (950-1400 °C):

$$c_{\max} = -\frac{T}{4375 \text{ K}} + 0,471$$

Die berechneten Ergebnisse sind in **Abb. 3.7** gezeigt. Es zeigen sich wesentlich längere Aufbauzeiten bis zur Ausscheidung einer flüssigen Phase auf der Stahloberfläche, als für Kupfer. Selbst für hohe Zinngehalte von 0,1 Gew.-% und niedrige Lötbruchtemperaturen liegen die berechneten Zeiten für die erste Ausscheidung von Zinn auf der Stahloberfläche noch im Sekundenbereich.

Weitere Elemente im Stahl Für die Elemente Nickel, Antimon und Arsen lassen sich gleichfalls die Aufbauphasen berechnen. Nickel ist ähnlich wie Kupfer γ stabilisierend und besitzt nur einen sehr niedrigen Diffusionskoeffizienten im

γ -Eisen [95]. Antimon und Arsen sind α stabilisierende Elemente. Ihre Diffusionskoeffizienten im α -Eisen sind nicht bekannt, jedoch sind ihre Diffusionskoeffizienten im γ -Eisen ähnlich zu dem vom Zinn [95], sodass die Diffusionskoeffizienten im α -Eisen ähnlich hoch sein könnten.

Nickel verringert wegen seiner geringen Diffusionsreichweite und völligen Löslichkeit im Eisen die Lötbrüchigkeit. Alles freiwerdende Nickel konzentriert sich oberflächennah. Dadurch fördert es die Einschlussbildung und die Passivierung der Stahloberfläche gegen Oxidation. Ferner erhöht Nickel die Löslichkeit für Kupfer im Austenit. Der Unterschied zwischen den Diffusionsgeschwindigkeiten der schädlichen Elemente und des Nickels käme zusätzlich positiv zum Tragen.

3.4.2 Kritische Kupferschichtdicke

Für den mittleren Temperaturbereich (1083–1177 °C) stünde ausschließlich der diffusive Abtransport des Kupfers von der Stahloberfläche in den Stahl hinein zur Verfügung. Bei Anwesenheit von Mangan könnte in diesem Temperaturbereich zusätzlich flüssige fayalitische Schlacke entstehen, die zum Abtransport von Kupfer beitrüge. Beide Mechanismen sind jedoch vernachlässigbar. Vereinfacht darf also angenommen werden, dass alles freiwerdende Kupfer auf der Stahloberfläche angereichert wird. Die Menge nimmt mit j_{ox} (Gl. 3.5) zu. Aus der Änderung der Kupferschichtdicke mit der Zeit ($\dot{d}_{\text{Cu}} = j_{\text{ox}}/\rho_{\text{Cu}}$ [m/s]) lässt sich durch Integration über die Zeit die Kupferschichtdicke d_{Cu} bestimmen.

$$d_{\text{Cu}} = \frac{M_{\text{Fe}}}{M_{\text{O}}} \cdot \frac{c_0}{\rho_{\text{Fe}}} \cdot \frac{a_{\text{O}_2}}{0,2095} \cdot k_l \cdot t + C \quad [\text{m}] \quad (3.11)$$

Die Integrationskonstante $C = -v_{\text{gr}} \cdot c_0 \cdot t_{\text{A}}$ berücksichtigt die Anlaufphase, während der kein Kupfer auf der Stahloberfläche angereichert wird. Aufgrund des sehr kurzen Anlaufzeitraums lässt sich C jedoch vernachlässigen.

Für die experimentellen Lötbruchkurven im Temperaturbereich 1100–1200 °C berechnet man mit Gl. 3.11 unabhängig von den Versuchsparametern eine Kupferschichtdicke um $d_{\text{Cu}} = 0,098 \mu\text{m}$ (ungefähr 720 Atomlagen). Das steht in guter Übereinstimmung mit [69] worin eine Kupferschichtdicke von $d_{\text{Cu}} = 0,076 \mu\text{m}$ bereits für Lötbruch genügt. Ebenfalls in Übereinstimmung mit [69] ergeben Berechnungen anhand der experimentellen Messdaten größer werdende Risstiefen mit zunehmender Kupferschichtdicke, s. **Abb. 3.8**. Völlige Rissfreiheit ist nach **Abb. 3.8** nur für besonders geringe Kupferanreicherungen zu erwarten. Stauchversuche an zylindrische Druckproben mit 0,25 Gew.-% Kupfer

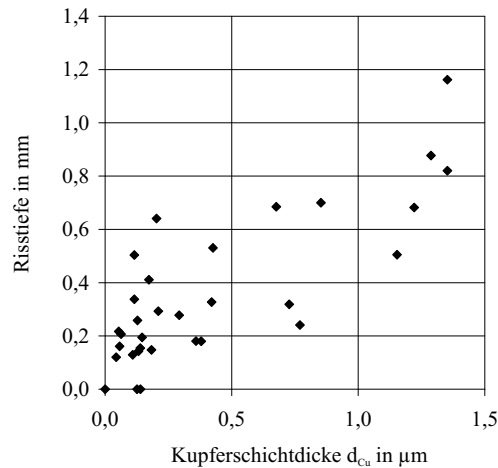


Abbildung 3.8: *Risstiefe in Abhängigkeit von der berechneten Kupferschichtdicke auf der Stahloberfläche*

haben jedoch ergeben, dass bereits bei dieser Kupferkonzentration keinerlei Risse auftreten. Dies korrespondiert mit Untersuchungen [60] bei 15 min Glühzeit. Bei sehr langer Glühzeit von 2 h wird jedoch wieder von Rissen berichtet [56].

3.4.3 Berechnung der Lötbruchkurven

Die Berechnung der Lötbruchkurven beruht auf der Annahme, dass der Abtransport des Kupfers von der Stahloberfläche im oberen Temperaturbereich ausschließlich durch den Einschlussmechanismus erfolgt. Die Mechanismen der Kupferoxidation treten erst mit der Existenz der Fe_2O_3 - und Fe_3O_4 -Oxidschichten während der parabolischen Oxidation auf. Die Modellvorstellung, nach der Einschlussbildung abläuft, ist schematisch in **Abb. 3.9** dargestellt. Die Oxidationsfront Zunderschicht/Stahl bewegt sich mit einer Geschwindigkeit v_{gr} in den Stahl hinein. Durch die Anreicherung von oxidationshemmenden Elementen, welche selbst nicht oxidiert werden, in der Diffusionsrandschicht wird die Oxidation stark behindert. An einigen Defekten, z.B. Korngrenzen oder Stellen innerer Oxidation, kann sich die flüssige Schlacke durch Umgehung der hemmenden Diffusionsschicht mit einer erhöhten Geschwindigkeit v_s in den Stahl

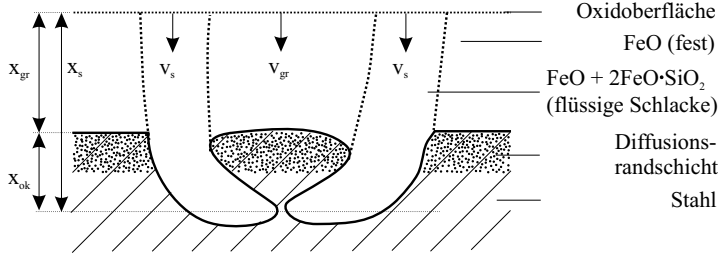


Abbildung 3.9: Mechanismus der Einschlussbildung

hineinbewegen.

Die lokale Geschwindigkeit der Schlackenfront v_s hängt vorstellungsgemäß von der Diffusionsgeschwindigkeit $D_{Fe^{2+}}$ der Eisenionen in der flüssigen Schlacke ab. Mit zunehmender Diffusionsgeschwindigkeit werden größere Anteile der Stahloberfläche pro Zeiteinheit von der Schlacke eingeschlossen. D.h. die Dicke der schädlichen Kupferschicht nimmt ab. Sie ergibt sich folglich als Differenz aus der Oxidationsgeschwindigkeit der festen FeO-Zunderschicht v_{gr} und der örtlichen Oxidationsgeschwindigkeit v_s verursacht durch das Vordringen flüssiger Schlacke. Die folgende halbempirische Gleichung beschreibt die Lötbruchkurven in guter Übereinstimmung mit den experimentellen Werten, wie **Abb. 3.10** zeigt:

$$d_{Cu} = c_0 \cdot a_{O_2} \cdot t \cdot \left(\frac{M_{Fe} \cdot 2}{M_O \cdot \rho_{Fe}} \cdot \frac{k_l}{0,2095} - \frac{D_{Fe^{2+}}}{\Delta x} \right) [m] \quad (3.12)$$

Diffusionskonstante für Eisenionen in flüssiger FeO-SiO₂ Schlacke:

$$D_{Fe^{2+}} = 0,139 \cdot 10^{-4} \cdot \exp \left(-\frac{129791 \text{ K}}{8,314 \cdot T} \right) \frac{m^2}{s} [97]$$

Die im negativen Anteil im Nenner stehende Distanz $\Delta x = 31,2 \text{ } \mu m$ lässt sich anhand der in Kap. 3.4.2 bestimmten kritischen Kupferschichtdicke $d_{Cu} = 0,092 \text{ } \mu m$ und Gl. 3.12 bestimmen. Δx entspricht größenordnungsmäßig der gesamten Oxidschichtdicke nach 30 s Oxidation bei 1200 °C [93].

Gl. 3.12 lässt sich im vorliegenden Fall auch auf Temperaturen unterhalb 1200 °C anwenden: Zum einen wird $D_{Fe^{2+}}/\Delta x$ für niedrige Temperaturen sehr klein und zum anderen ist, aufgrund der Anwesenheit von 0,38 Gew.-% Mangan im

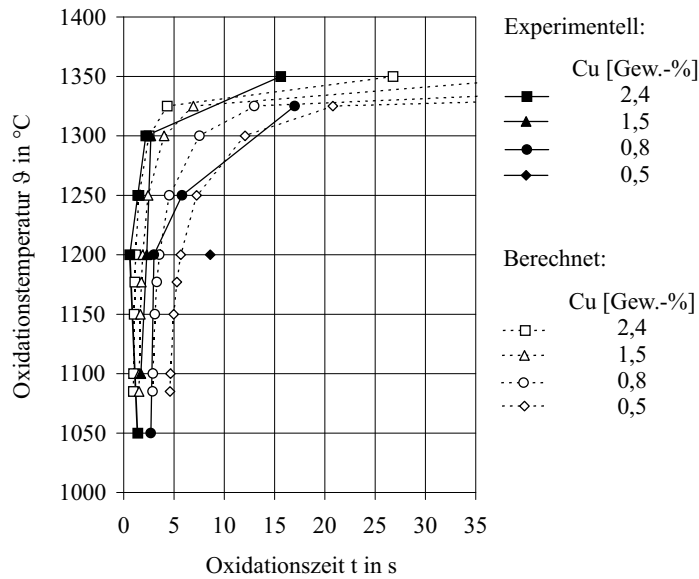


Abbildung 3.10: Berechnete und experimentell ermittelte Lötbruchkurven für verschiedene Kupferkonzentrationen und Oxidation an Luft (Grenzrisstiefe $\geq 0,2$ mm)

Stahl, der Schmelzpunkt für die fayalitische Schlacke zu tieferen Temperaturen hin verschoben, d.h. der obere Temperaturbereich ist zu niedrigeren Temperaturen ausgeweitet, s. Kap. 3.3. Einzig für den niedrigen Sauerstoffgehalt von 1 Vol.-% existieren Abweichungen zwischen gemessenen und berechneten Werten. Die Grenzrisstiefe wird rechnerisch früher als experimentell erreicht. In den Versuchen wird bei niedrigen Temperaturen ein Rückgang der Lötbrüchigkeit mit sinkendem Sauerstoffpartialdruck beobachtet. Die Berechnung ergibt dies nicht. Zur Erklärung ist die Auswertung der Messdaten mit einer Grenzrisstiefe von 0,3 mm anzuführen. Es fällt auf, dass für diese Grenzrisstiefe der Rückgang der Lötbrüchigkeit auch für hohe Sauerstoffgehalte beobachtet wird. Es ist daher sehr wahrscheinlich, dass mit kleiner werdender Grenzrisstiefe ($< 0,3$ mm) der „scheinbare“ Rückgang der Lötbrüchigkeit zu niedrigen Temperaturen hin abnimmt. Unterstützt wird diese Annahme auch aus der Literatur: Für niedrige Temperaturen nimmt die Risstiefe ab. Die Anzahl der Risse wird jedoch kurz

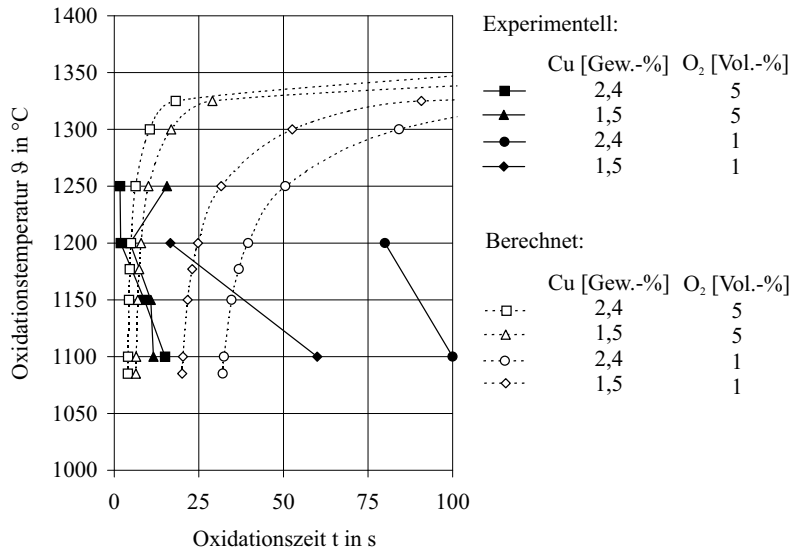


Abbildung 3.11: Berechnete und experimentell ermittelte Lötbruchkurven für verschiedene Kupferkonzentrationen und Sauerstoffgehalte (Grenzrisstiefe $\geq 0,2$ mm)

oberhalb des Schmelzpunkts von Kupfer maximal [57]. Damit kann der Unterschied zwischen den experimentellen und den berechneten Werten auf eine unzureichend kleine Grenzrisstiefe zurückgeführt werden. Dies ist bedauerlich, aber stellt für praktische Zwecke eine gewisse Sicherheit dar.

Die berechnete Obergrenze der Lötbruchkurve wird mittels der temperaturabhängigen Differenz in Gl. 3.12 berechnet. Sie beträgt $T_{\max} = 1354$ °C. Durch Einsetzen der Diffusionskonstanten $D = D_0 \cdot \exp(-Q/RT)$ in die mittlere Diffusionsreichweite $X = \sqrt{4 \cdot D \cdot t}$, lässt sich die Proportionalität $T \sim 1/\ln t$ zeigen. Tatsächlich findet man durch Auftragen der reziproken logarithmischen Oxidationszeiten aus den Lötbruchkurven gegen die Temperatur Geraden. Sie treffen sich, wie **Abb. 3.12** zeigt, unabhängig von der Kupferkonzentration und dem Sauerstoffgehalt für $t \rightarrow \infty$ bei etwa $T_{\max} = 1340$ °C. Die berechnete maximale Lötbruchtemperatur weicht also lediglich 14 °C vom experimentellen Wert ab.

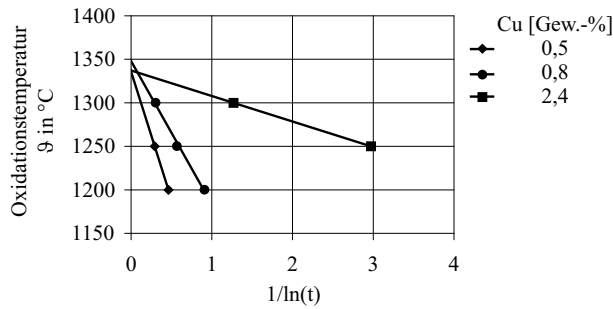


Abbildung 3.12: Bestimmung der maximalen Temperatur, bei der Lötbruch auftritt, aus den Messdaten

3.5 Kupfergrenzwert für endabmessungsnah vergossenes niedrigkohlenstoffhaltiges Stahlband

Ein wesentliches Ziel der Modellbetrachtungen zum Lötbruch ist die Vorhersage eines maximal zulässigen Kupfergehalts. Da die Lötbrüchigkeit von der Oxidationstemperatur und -zeit abhängt, sind Prozesse mit schneller Abkühlung vorteilhaft. Die Temperatur T [K] des abkühlenden Bandes (Strahlungsabkühlung) hängt nach [43] für Dünnband im Wesentlichen von der Banddicke d_B und der Starttemperatur T_0 ab:

$$T(t) = \sqrt[3]{\frac{T_0^3}{1 + 3 \cdot k \cdot t \cdot T_0^3}} \quad [K] \quad (3.13)$$

$$k = \frac{2 \cdot \sigma \cdot \epsilon}{\rho_{Fe} \cdot d_B \cdot c_p}.$$

Ausgangstemperatur	: T_0 [K]
Stefan-Boltzman-Konstante	: $\sigma = 5,66961 \cdot 10^{-8} \text{ W/m}^2\text{K}^4$
Emmissionskoeffizient	: $\epsilon = 0,8$
Dichte von Eisen	: $\rho_{Fe} = 7400 \text{ kg/m}^3$
Banddicke	: d_B [m]
mittlere spezifische Wärmekapazität	: $c_p = 670 \text{ J/kgK}$ [93]

Lötbruch wird sicher vermieden, wenn während der Abkühlung des Dünnbands im lötbruchrelevanten Temperaturbereich die in Kap. 3.4.2 bestimmte kritische Kupferschichtdicke von $d_{Cu} = 0,098 \mu m$ nicht überschritten wird. Hat das abkühlende Dünnband bei Erreichen der Kupferphasensolidustemperatur diese Dicke noch nicht erreicht, so ist Lötbrüchigkeit vermieden worden. Nach Einsetzen der Gl. 3.13 in Gl. 3.12 (k_l und $D_{Fe^{2+}}$ sind temperaturabhängig) und Integration über die Zeit bis zum Erreichen von $1083^\circ C$ (Kupferliquidustemperatur) erhält man die Kupferschichtdicke d_{Cu} bei Erreichen dieser Temperatur. Aufgrund der Komplexität der Integration ist die Berechnung numerisch durchgeführt worden.

Ein Beispiel für an der Luft oxidiertes Dünnband aus niedrigkohlenstoffhaltigem Stahl mit einer Kupferkonzentration von 1 Gew.-% für eine Grenzzristiefe 0,2 mm ist in **Abb. 3.13** gezeigt. Die Berechnung beginnt mit einer Ausgangstemperatur von $1350^\circ C$. Da größere Banddicken längere Abkühlzeiten haben, ist das parabolische Zeitgesetz berücksichtigt worden. Da sowohl der Sauerstoffpartialdruck p_{O_2} als auch die Kupferkonzentration c_0 zeitunabhängig sind, beeinflussen sie proportional die Kupferschichtdicke. Dieser Zusammenhang ermöglicht es, aus **Abb. 3.13** mit der folgenden Gl. 3.14 eine maximale Kupferkonzentration für verschiedene Prozessparameter zu bestimmen. Es werden der aus **Abb. 3.13** abgelesene Wert d_{Cu} und der Sauerstoffpartialdruck p_{O_2} der Abkühlbedingung in die Gl. 3.14 eingesetzt.

$$c_0 = \frac{1,9274 \cdot 10^{-10} (\cdot m \cdot bar)}{d_{Cu} \cdot p_{O_2}} [-] \quad (3.14)$$

Die Gültigkeit der **Abb. 3.13** ist wegen der Annahme in Gl. 3.13, dass die Wärmeabstrahlung über die Bandaussenkanten vernachlässigbar ist, auf geringe Banddicken beschränkt. Oberhalb von 12 mm ist die schädliche Kupferschichtdicke theoretisch rückläufig, da mit zunehmender Banddicke die Verweildauer bei hohen lötbruchunschädlichen Temperaturen länger ist. Es bildet sich dadurch eine schützende Oxidschicht, welche weitere Oxidation bei niedrigeren lötbruchwirksamen Temperaturen vermindert. Aus diesem Grund sollte zur Vermeidung von Lötbruch die Abkühlung bei möglichst hoher Temperatur beginnen. Dies ist jedoch in der Praxis nachteilig, da Oxidation einen Produktivitätsverlust bedeutet und die Bandoberfläche negativ beeinflussen kann. Zu beachten ist auch das Abplatzen der Oxidschichten mit zunehmender Schichtdicke, wodurch die Oxidation entgegen den Berechnungen stärker fortschreitet.

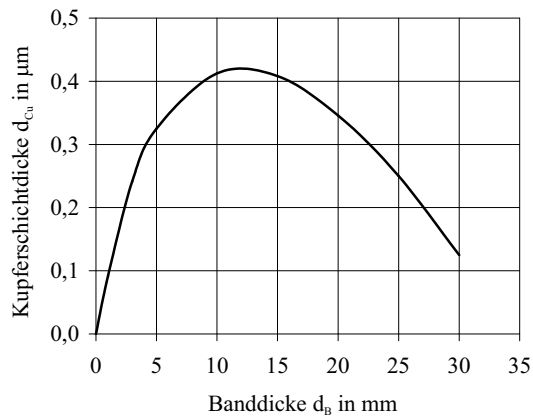


Abbildung 3.13: Rechnerisch auf LC-Dünnband (1 Gew.-% Cu) gebildete Kupferschichtdicke nach Abkühlung von 1350 °C auf 1083 °C an Luft

Für Banddicken bis 5 mm ist der Zusammenhang zwischen der Banddicke und der Kupferschichtdicke näherungsweise linear. Es genügt die Verwendung der folgenden Gl. 3.15. Für eine Grenzzistiefe 0,2 mm ist $d_{Cu} = 0,098 \mu m$ zu setzen.

$$c_0 = 32,3 \cdot \frac{d_{Cu}(\cdot bar)}{d_B \cdot p_{O_2}} [-] \quad (3.15)$$

Abb. 3.14 zeigt für verschiedene Sauerstoffgehalte im Gültigkeitsbereich der Gl. 3.15 die maximal zulässigen Kupferkonzentrationen. Der geringste Sauerstoffgehalt ist 5 Vol.-%. In der industriellen Anwendung könnten deutlich geringere Sauerstoffgehalte entsprechend höhere Kupfergrenzwerte ermöglichen. Aufgrund der mit sinkendem Sauerstoffgehalt zunehmenden Ungenauigkeit der berechneten Lötbruchkurven sind sogar Kupfergehalte möglich, die die berechneten Kupfergrenzwerte überschreiten. Der besondere Vorteil der Dünnbandgießverfahren liegt also in der Möglichkeit der Nutzung einer inerten Atmosphäre im Abkühlbereich des Dünnbands. Das Zweiwalzen-Gießverfahren erlaubt bereits durch die geringe Banddicke von z.B. 2 mm Kupferkonzentrationen oberhalb 0,5 Gew.-% bei Luftabkühlung.

Bei der Bewertung der Berechnungen ist zu beachten, dass diese auf einer

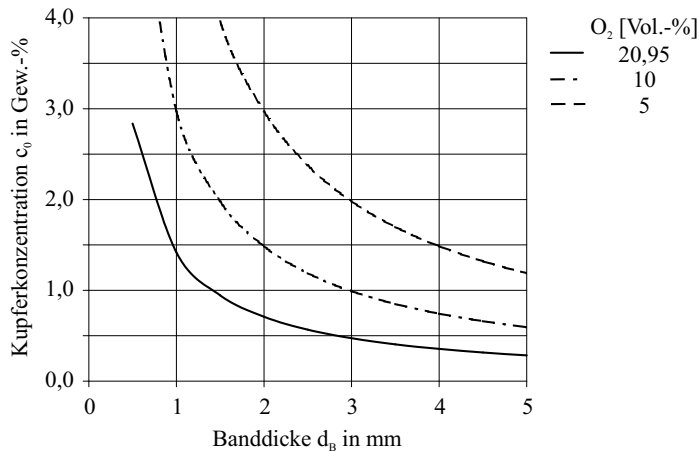


Abbildung 3.14: Berechnete Kupferobergrenze für eine gegebene Banddicke bei verschiedenen Sauerstoffgehalten (Grenzrisstiefe $\geq 0,2$ mm)

Grenzrisstiefe von 0,2 mm basieren und die Ergebnisse aus Stauchversuchen mit immer gleicher Verformungsgeschwindigkeit und gleichem Verformungsgrad stammen. Für die Gießverfahren erfolgen die starken Verformungen üblicherweise beim direkten Warmwalzen, wo die Verformung wesentlich schneller und intensiver ist. Auch sind die Anforderungen an die Oberflächenqualität und damit an die Rissigkeit des Materials höher, als es die Grenzrisstiefe 0,2 mm vorgibt. Aufgrund des näherungsweise linearen Zusammenhangs zwischen der gebildeten Kupferschichtdicke und der resultierenden Risstiefe können mit den Gl. 3.14 und 3.15 leicht Lötbruchkurven für andere Grenzrisstiefen berechnet werden.

3.5.1 Einfluss weiterer Elemente

Bis auf Zinn sind weitere Elemente wie Nickel, Silizium, Arsen und Antimon nicht für die Auswertung der maximal zulässigen Kupferkonzentration herangezogen worden. Die Auswirkung dieser Elemente wurde anhand der vorhandenen Literatur in gewissem Rahmen abgeschätzt. So ist mit zunehmendem Nickelgehalt eine weitere Steigerung der Kupfergehalte gestattet. Silizium ist nur im

Temperaturbereich flüssiger Schlacke wirksam. Je mehr Silizium zur Verfügung steht, desto größer ist der Anteil Schlacke in der Oxidschicht. Dadurch werden vermutlich die Durchgänge flüssiger Schlacke auf den FeO-Korngrenzen ausgeweitet, sodass der Kupferabtransport von der Stahloberfläche verbessert wird. Das senkt die maximale Lötbruchtemperatur ab. Zinn, Arsen und Antimon wirken nachteilig auf die Lötbrüchigkeit. Möglicherweise kommt ihre Wirkung aber erst bei längeren Oxidationszeiten zur Geltung, da sie hohe Diffusionsgeschwindigkeiten haben und daher länger für ihre Anreicherung in der Stahloberfläche benötigen. Dies ist eine mögliche Erklärung, weshalb für die vom SIMR untersuchten Stauchproben kein Einfluss des Zinns gefunden wurde.

4 Dilatometerversuche

Für die Gefügebeeinflussung beim direkten Warmwalzen ist die γ - α -Phasenumwandlungstemperatur von wesentlicher Bedeutung. Daher wurden Messungen im Umformdilatometer durchgeführt. Mit ihnen wurden die Phasenumwandlungstemperaturen in Abhängigkeit von der Umformtemperatur und dem Kupfergehalt bestimmt. Des weiteren wurde der Einfluss der Umformung auf das Gefüge untersucht.

Die idealisierten Versuchsbedingungen im Umformdilatometer unterscheiden sich von der Walzpraxis dadurch, dass eine niedrige Umformgeschwindigkeit vorliegt, die Stauchung fast ohne Scherung erfolgt und vor allem der Temperaturverlust von teilweise über 3000 °C/s (Kap. 5.1) im Walzspalt nicht simuliert werden kann.

Das verwendete Probenmaterial der Stahlsorte DC 04 wurde in einer Vakuumofenanlage in Gussblöcken zu 0,8 kg mit der in **Tabelle 4.1** angegebenen Zusammensetzung erschmolzen. Der Kupfergehalt wurde variiert (0; 0,5; 0,8; 2,4 Gew.-%); zusätzlich wurde eine Schmelze mit Kupfer und Zinn (0,5 Gew.-% Cu bzw. 0,03 Gew.-% Sn) vergossen. Aus den Gussblöcken sind anschließend die Dilatometerproben (10 mm \times 5 mm \varnothing) herausgerodiert worden.

Im Umformdilatometer (Bähr DIL 805 A/D) sind die Proben zunächst mit 4 °C/s auf 1283 °C aufgeheizt und bei dieser Temperatur für 5 min austenitisiert worden. Die Abkühlkurve im Dilatometer wurde nach [43] entsprechend der Abkühlung von Dünnband der Dicke 2 mm gewählt (näherungsweise: $t_{8/5} = 52$ s). Neben Versuchen ohne Umformung wurden auch Versuche mit einem Umformstich ($\varphi = 0,5$; $\dot{\varphi} = 15$ s $^{-1}$) bei verschiedenen Umformtemperaturen (700 °C, 800 °C, 900 °C und 1000 °C) durchgeführt.

4.1 γ - α -Phasenumwandlungsintervall

Fremdelementfreier Stahl Messungen ergaben das ZTU-Diagramm in **Abb. 4.1** [98]. In ihm ist nachträglich die Abkühlkurve für 2 mm Dünnband nach

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
0,060	0,250	0,020	0,008	0,008	0,012	0,016
Al	N	O	Cu	Sn	Fe	
0,037	0,002	0,009	var.	var.	bal.	

Tabelle 4.1: Stahlzusammensetzung der Dilatometerproben

[43] gestrichelt eingetragen worden. Für den Fall der Abkühlung ohne Umformung und ohne Fremdelemente wurde aus eigenen Dilatometerversuchen das Umwandlungsintervall zwischen 784-645 °C gefunden. Die Grenzen sind in **Abb. 4.1** durch Kreuze bezeichnet. Aus Kap. 5 ist bekannt, dass im Dünnband während des Warmwalzens Abkühlraten von über 3000 °C/s erreicht werden. In diesem Fall liegt das Umwandlungsintervall zwischen 680 °C und 550 °C, vorausgesetzt, die Umformung hat keinen Einfluss auf das Umwandlungsintervall.

Es wird ein geringer Einfluss der Umformung auf das Umwandlungsintervall beobachtet. Die Umwandlungsstarttemperatur wird durch Warmwalzen oberhalb der γ - α -Phasenumwandlung um rund 15 °C angehoben und für die Umformtemperatur 700 °C wird eine Anhebung der Umwandlungsendtemperatur von etwa 25 °C gemessen.

Kupferlegierter Stahl Für die kupferlegierten Stähle wird das Umwandlungsintervall mit jedem Gew.-% Kupfer um etwa 60 °C zu niedrigeren Temperaturen hin verschoben, s. **Abb. 4.2**.

Durch Umformung oberhalb der γ - α -Phasenumwandlung wird das Umwandlungsintervall für den kupferhaltigen Stahl mit 2,5 Gew.-% Kupfer um annähernd 100 °C angehoben, was auf eine starke Unterkühlung hinweist. Umformung bei 700 °C führte zu einem sofortigen Einsetzen der Phasenumwandlung und einem Anheben des Phasenumwandlungsendes um ca. 20 °C.

Zinnlegierter Stahl Das die Ferritphase stabilisierende Element Zinn (0,03 Gew.-%) zeigt zusammen mit Kupfer (0,5 Gew.-%) eine Anhebung des γ - α -Phasenumwandlungsbeginns um 19 °C. Besonders deutlich macht sich die Wirkung des Zinns in einer Erhöhung der Phasenumwandlungsendtemperatur, die um 38 °C höher liegt als beim rein kupferlegierten Stahl.

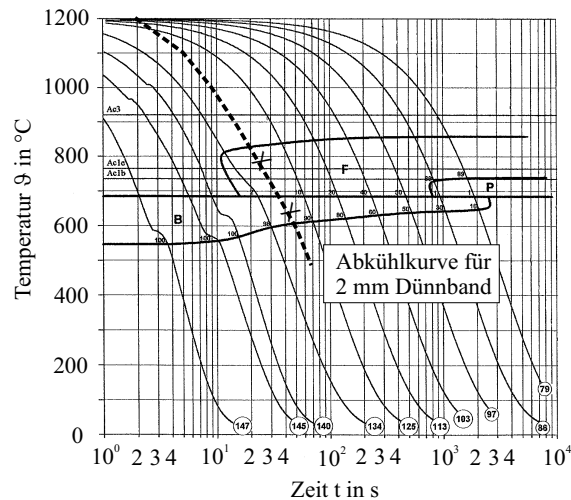


Abbildung 4.1: ZTU-Diagramm des St 14 [98]

4.2 Gefüge

Zur Darstellung des Gefüges, wurden zunächst die Dilatometerproben mit einer Nasstrennmachine aufgetrennt. Danach wurden die Proben in einer Warmeinbettpresse unter Druck eingebettet, um so die Randschicht vor Verformung zu schützen. Anschließend wurden die Proben auf Nassschleifpapier verschiedener Körnung (60, 120, 240, 400, 600 und 1000) geschliffen. Nach Reinigung im Ultraschallbad mit Ethanolzugabe wurden die Proben mit Hilfe von Diamantsuspension ($3\ \mu\text{m}$ und $1\ \mu\text{m}$) auf speziellen Poliertüchern poliert. Verbliebene Kratzer konnten mit Endpolitursuspension beseitigt werden. Das Ferritgefüge wurde durch Ätzen der Korngrenzen mit einem Gemisch aus Nital, Pikrinsäure und Salzsäure sichtbar gemacht.

Zur lichtmikroskopischen Bestimmung der Ferritkorngröße im Kreisschnittverfahren wurde ein Kreisdurchmesser von $82\ \mu\text{m}$ bei einer 500-fachen Vergrößerung verwendet. Je Probe wurden sowohl in Bandkantennähe als auch in der Bandmitte jeweils 5 Messpunkte ausgewertet.

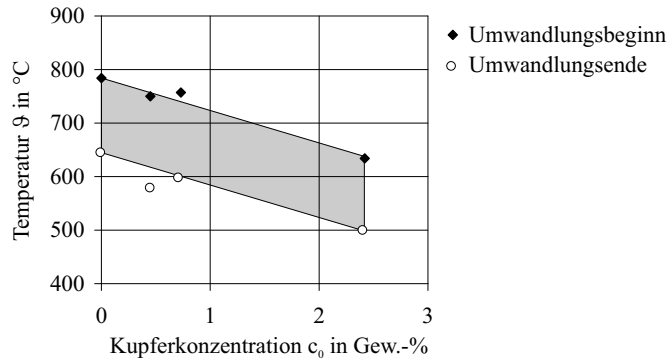


Abbildung 4.2: γ - α -Umwandlungsintervall in Abhängigkeit von der Kupferkonzentration

Fremdelementfreier Stahl Die lichtmikroskopische Untersuchung der nicht umgeformten Dilatometerproben zeigt ein widmannstättenähnliches Gefüge. Das Gefüge entspricht dem des ungewalzten Dünnbandes.

Die Wirkung der Umformung hängt stark von der Umformtemperatur ab. Durch Umformung zwischen 800 °C und 1000 °C wird ein feines gleichmäßiges Korn erzeugt, wobei Umformung bei 900 °C das größte warmgewalzte Korn ergibt, s. **Abb. 4.3a**. Die Körner nehmen eine eher längliche Form an. Die durchschnittliche Korngröße d_α beträgt 16,2 μm . Der Perlit wird im Wesentlichen auf Korngrenzentrümpunkten gebildet und ist weitestgehend globular geformt. Zementit säumt streckenweise die Ferritkorngrenzen.

Nach Umformung im interkritischen Bereich bei 700 °C befinden sich auf den ehemaligen Austenitkorngrenzen langgezogene Ferritkörner, s. **Abb. 4.3b**. Nach der Umformung liegen die Körner vorwiegend senkrecht zur Stauchrichtung der Dilatometerprobe, denn während der Stauchung erfolgt eine Rotation der langgezogenen Körner. Der geringe Anteil Ferrit bei 700 °C stimmt gut mit den Angaben aus dem ZTU-Diagramm überein (s. Abb. 4.1). Bei Erreichen von 700 °C beträgt der Ferritanteil etwa 5 %.

Die zwischen den langgezogenen Ferritkörnern liegenden Bereiche wurden als Austenit verformt. Die vor der Phasenumwandlung eingebrachte Verformungsenergie bewirkt eine erhöhte Keimbildungsrate und damit Kornfeinung. Trotz der groben Ferritkörner auf den ehemaligen Austenitkorngrenzen ist die durch-

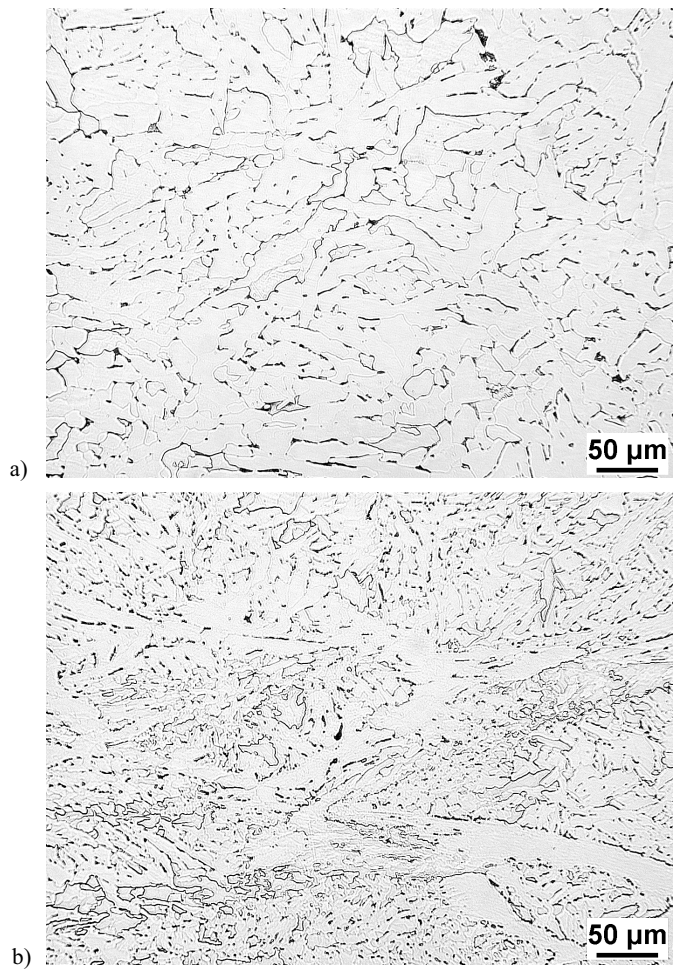


Abbildung 4.3: Gefüge der Dilatometerproben ohne Kupfer nach Warmumformung bei: a) 900 °C b) 700 °C

schnittliche Ferritkorngröße gering und beträgt $15,3\text{ }\mu\text{m}$.

Kupferlegierter Stahl Abb. 4.4a zeigt das Gefüge eines 2,5 Gew.-% kupferhaltigen Stahls nach Warmumformung im Dilatometer bei $900\text{ }^{\circ}\text{C}$. Es fällt eine Zunahme der Lattenmorphologie des Ferrits mit steigendem Kupfergehalt auf. Deutlich wird dies insbesondere für den Fall der Dilatometerversuche mit Umformung. Die kupferhaltige Probe besitzt trotz Umformung weiterhin die zackigen Korngrenzenverläufe, wogegen die Körner im kupferfreien Stahl homogen polygonal sind. Die mittlere Korngröße liegt mit rund $13,7\text{ }\mu\text{m}$ etwa 15 % unter der der kupferfreien Proben, was näherungsweise den Angaben aus [81] entspricht.

Für den 2,5 Gew.-% kupferhaltigen Stahl wird nach Warmumformung bei $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ auf den ehemaligen Austenitkorngrenzen sehr feiner Ferrit mit Korngrößen unter $6\text{ }\mu\text{m}$ gefunden, s. Abb. 4.4b.

Die Feinkörnigkeit ist durch verformungsinduzierte dynamische Ferritumwandlung erklärbar. Während des Warmumformens von unterkühltem Austenit findet, ähnlich der dynamischen Rekristallisation, eine dynamische Phasenumwandlung statt, welche durch die Umformenergie aktiviert wird. Der sehr feinkörnige Ferrit auf den ehemaligen Austenitkorngrenzen ist dafür charakteristisch [26]. Dynamische Rekristallisation ist in diesem Temperaturbereich nicht zu erwarten [27, 29].

Nach [14] lässt sich die Feinkörnigkeit auf den ehemaligen Austenitkorngrenzen auch durch eine unvollständige statische Rekristallisation erklären.

Zinnlegierter Stahl Die Dilatometerproben mit 0,03 Gew.-% Zinn und 0,5 Gew.-% Kupfer unterscheiden sich im Gefüge nicht von den Proben gleicher Zusammensetzung ohne Zinn.

4.3 Fließspannung

Fremdelementfreier Stahl In Abb. 4.5 sind die Fließspannungen ($\dot{\varphi} = 15\text{ s}^{-1}$) wiedergegeben, die während der Dilatometerversuche gemessen wurden. Die Fließspannung steigt mit sinkender Umformtemperatur zunehmend schneller an. Mit steigendem Umformgrad nimmt die Fließspannung bis zu einem Umformgrad von $\varphi = 0,4$ schnell zu.

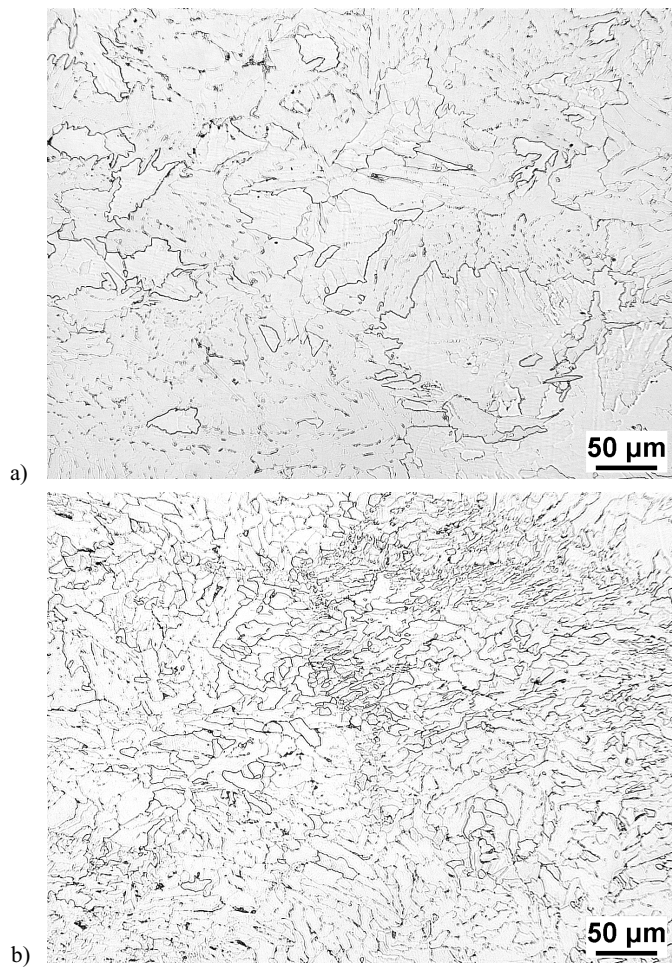


Abbildung 4.4: Gefüge der Dilatometerproben mit 2,5 Gew.-% Kupfer nach Warmumformung bei: a) 900 °C b) 700 °C

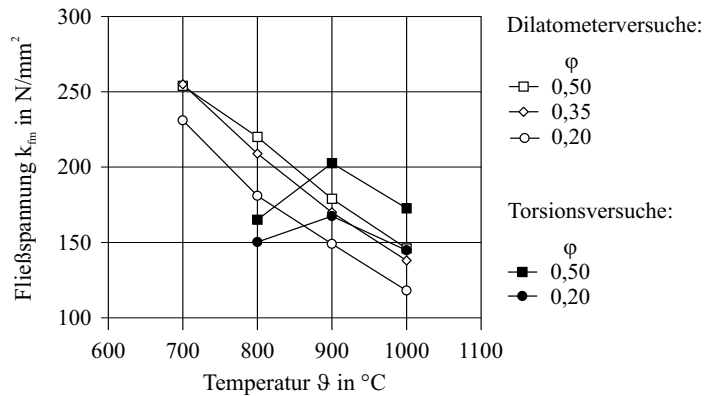


Abbildung 4.5: Fließspannungen, gemessen im Dilatometer- und im Torsionsversuch [99]

Der Datensammlung [99] sind Fließspannungskurven des DC 04 aus Torsionsversuchen an Rundproben (50 mm \times 10 mm \varnothing) zu entnehmen. Wie auch bei den eigenen Dilatometerversuchen wurde eine Verformungsgeschwindigkeit von $\varphi = 15 \text{ s}^{-1}$ verwendet. Die Abkühlrate für diese Versuche betrug $3 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$, was deutlich unter der Abkühlrate $6 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ von Dünnband liegt. Einige dieser Literaturergebnisse sind in **Abb. 4.5** enthalten. Im Gegensatz zu den eigenen Messungen zeigen diese Ergebnisse ein Maximum der Fließspannung bei $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Durch die langsamere Abkühlung ist bei $700 \text{ }^{\circ}\text{C}$ bereits fast ein Drittel der Umwandlung abgelaufen, s. Abb. 4.1. Bei gleicher Temperatur ist Ferrit weicher als Austenit. Der Ferritanteil senkt also die Fließspannung, woraus ein Maximum zu erklären ist. Für Dünnband ist bei $700 \text{ }^{\circ}\text{C}$ erst ein sehr geringer Anteil Ferrit gebildet, sodass kein Fließspannungsabfall gemessen wurde.

Kupferlegierter Stahl Die während der Umformung gemessenen Fließspannungen für 2,5 Gew.-% kupferhaltigen Stahl unterscheiden sich nicht vom kupferfreien Stahl. Eine Mischkristallhärtung oder Ausscheidungshärtung tritt demnach in diesem Temperaturbereich nicht auf, was gut mit [76] übereinstimmt.

5 Temperaturfeld im Dünnband während und nach dem Warmwalzen

5.1 Temperaturfeld während des Warmwalzens

In [100] wird ein Modell vorgestellt, das die Berechnung der Temperaturverteilung während des Warmwalzens im Dünnband ermöglicht. Dieses Modell ist ursprünglich für die Beschreibung der Temperaturverteilung in einer Bramme mit einer Dicke von z.B. 100 mm entwickelt worden. Das Modell geht davon aus, dass Walze und Walzgut halbumendlich ausgedehnte Körper sind, die durch eine Zunderschicht voneinander getrennt sind. Das Temperaturfeld im Walzgut wird über ein Differenzenverfahren in Abhängigkeit von Ort und Zeit berechnet. Betrachtet werden dabei die Wärmeleitungs- und die Strahlungsverluste über die Zunderschicht sowie als Wärmequellen Reibungswärme und Umformwärme im Walzgut. Die latente Wärme einer möglichen Phasenumwandlung wird nicht betrachtet.

In [21] wird für ein 6,3 mm dickes Band bei anfänglich rund 800 °C eine Temperaturdifferenz zwischen Bandoberfläche und Bandzentralebene von 10 °C gefunden. Der Temperaturgradient vor Beginn des Warmwalzens darf demnach vernachlässigt werden.

Die zur Berechnung des Temperaturfeldes verwendete Gleichung lautet [100]:

$$\vartheta(x, t) = \vartheta_G - B_R \cdot \operatorname{erfc}\left(\frac{x}{\sqrt{4 \cdot a \cdot t}}\right) + B_{WU} \text{ [}^\circ\text{C]} . \quad (5.1)$$

ϑ_G [°C] ist die Eingangstemperatur des Walzguts. B_R [°C], B_{WU} [°C] und a [m²/s] sind Konstanten, welche für den jeweiligen Walzfall aus den Walzen-, Zunder- und Walzgutkennwerten und -geometrien sowie Parametern wie Walzeingangstemperatur, logarithmischer Umformgrad, Walzkraft und Fließspannung bestimmt werden. Da die Dickenänderung der Oxidschicht während des Walzens im Modell nicht berücksichtigt ist, wird eine mittlere Oxidschichtdicke

angenommen. Oberhalb von 900 °C darf für Umformgrade kleiner 0,5 von einer plastisch verformbaren Oxidschicht ausgegangen werden [101].

5.2 Temperatenausgleich nach dem Warmwalzen

Nach [102] läßt sich der Temperatenausgleich in einer Platte wie folgt berechnen:

$$\frac{\vartheta_m}{\vartheta_k} = C_m \cdot \exp\left(-\delta^2 \cdot \frac{a \cdot t}{X^2}\right). \quad (5.2)$$

Vor Beginn des Temperatenausgleichs herrscht eine Temperatur ϑ_0 , konstant über die Plattendicke. Lediglich eine Plattenoberfläche liegt nach einem Temperatursprung um ϑ_k bei einer niedrigen Temperatur ϑ_1 . Es gilt $\vartheta_k = \vartheta_0 - \vartheta_1$. ϑ_1 wird über den betrachteten Zeitraum an dieser Plattenoberfläche konstant gehalten. An der zweiten Plattenoberfläche herrschen adiabate Bedingungen, d.h. über die freie Plattenoberfläche wird keine Wärme an die Umgebung abgeführt. Sie entspricht damit der Bandmitte als Symmetrieebene; hier gilt $\vartheta_m = \vartheta_1 - \vartheta(t)$. Die Konstanten nehmen für den adiabatischen Fall die Werte $C_m = 1,5708$ und $\delta = 1,2732$ an. Der Wärmeeindringkoeffizient beträgt für niedrigkohlenstoffhaltigen Stahl etwa $a = 0,69 \cdot 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ [43]. Das Verhältnis ϑ_m/ϑ_k gibt an, inwieweit der Temperatenausgleich fortgeschritten ist. Wird dieser Wert auf 0,01 gesetzt, ist dies gleichbedeutend mit einem Temperatenausgleich bis auf 1 %. Mit Kenntnis von der Plattendicke $2X$ [m] läßt sich durch Umstellen der Gl. 5.2 die notwendige Zeit t für den Temperatenausgleich berechnen. Das entspricht dem Zeitraum, der notwendig ist, um die adiabate Plattenoberfläche der Temperatur der Plattenoberfläche mit konstanter Temperatur ϑ_k bis auf 1 % anzunähern.

Der Temperatenausgleich im Dünnband nach dem Verlassen der Warmwalzen besteht aus dem Abkühlen des Bandmittenbereichs bei gleichzeitigem Aufheizen des Bandoberflächenbereichs. Um die Gl. 5.2 auf den Fall des Dünnbands zu übertragen, sind zwei Näherungen notwendig. Mit diesen beiden Näherungen kann der Bandbereich zwischen der Banddickenebene konstanter Temperatur und der Bandmitte als Platte im Sinne der Gl. 5.2 angesehen werden, s. **Abb. 5.1**. Die Bandmitte stellt die adiabate Plattenoberfläche dar, da hier für den Temperaturgradienten stets $d\vartheta/dx = 0$ gilt. Die Näherungen sind:

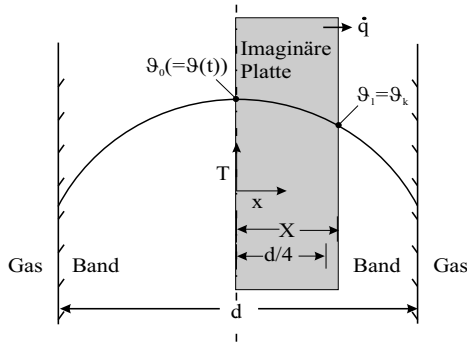


Abbildung 5.1: Verwendung des Plattenmodells zur Berechnung der notwendigen Zeit für den Temperaturausgleich nach dem Warmumformen

1. Die Durchschnittstemperatur im Dünnband liegt bei Abschluß des Walzvorgangs in einer definierten Banddickenebene, die anhand Gl. 5.1 bestimmbar ist. Sie verschiebt sich nicht während des anschließenden Temperaturausgleichs. Übertragen auf das Plattenmodell herrscht in dieser Ebene die konstante Temperatur ϑ_k .
2. Der notwendige Zeitraum zum Aufbau des Temperaturgradienten im Plattenmodell, d.h. der Zeitraum bis zum ersten Temperaturverlust an der adiabaten Plattenoberfläche, ist vernachlässigbar kurz im Vergleich zum gesamten sich daran anschließenden Temperaturausgleichszeitraum, da der Temperaturgradient zu Beginn des Temperaturausgleichs sehr groß ist. Die meiste Zeit wird für den Ausgleich geringer Temperaturdifferenzen benötigt.

Diese zweite Annahme ist wichtig, da im Dünnband mit Beginn des Temperaturausgleichs bereits ein Temperaturgradient besteht. Dieser muss also, anders als im Plattenmodell, nicht erst aufgebaut werden.

5.3 Temperaturverlauf für einen typischen Walzvorgang

Mit Gl. 5.1 lässt sich zu jedem Zeitpunkt und jedem Ort die Temperatur im Band während des Walzvorgangs berechnen. Mit Gl. 5.2 lässt sich der

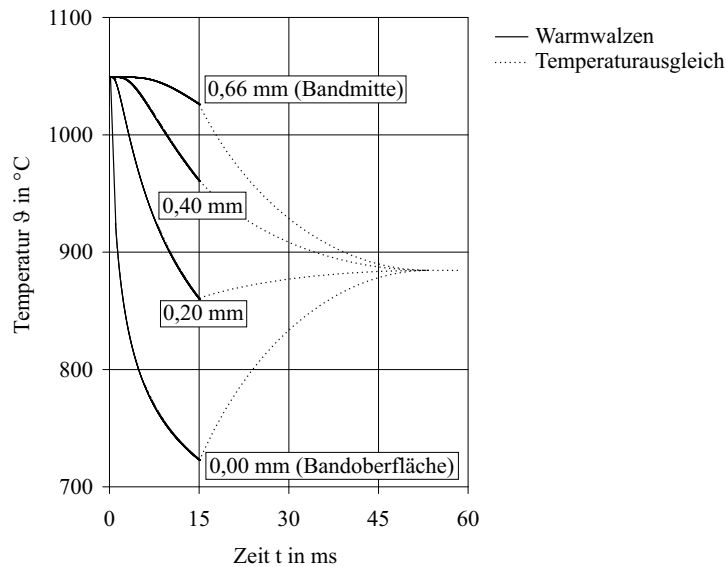


Abbildung 5.2: Beispiel für den Temperaturverlauf während und nach dem direkten Warmumformen von Dünnband

Zeitraum berechnen, der für den anschließenden Temperatúrausgleich notwendig ist. **Abb. 5.2** zeigt für einen typischen Walzfall den Temperaturverlauf während und nach dem Walzen. Die verwendeten Walzparameter sind **Tabelle 5.1** zu entnehmen.

Für ein 1,87 mm dickes Dünnband der Bandeingangstemperatur $1049\text{ }^{\circ}\text{C}$ fällt nach Gl. 5.1 die Bandoberflächentemperatur im Walzspalt in 15 ms auf $722\text{ }^{\circ}\text{C}$ ab. Die Temperatur der Bandmitte wird dadurch kaum beeinflusst und nimmt rechnerisch lediglich um $24\text{ }^{\circ}\text{C}$ ab. Damit ist die Randbedingung – das Band sei ein halbumendlich ausgedehnter Körper – ausreichend erfüllt. Nach dem Temperatúrausgleich wurde im Versuch eine Bandtemperatur von $888\text{ }^{\circ}\text{C}$ gemessen. Mit einer rechnerisch bestimmten Ausgleichstemperatur von $910\text{ }^{\circ}\text{C}$ weicht das Modell nur geringfügig ab. Die Ausgleichzeit nach dem Warmwalzen bestimmt sich mittels Gl. 5.2 zu 38 ms ($\vartheta_m/\vartheta_k = 0,01$) und liegt in der 0,55-Banddickenebene (Def.: 0 = Bandmitte; 1 = Bandoberfläche).

Walzentemperatur	:	$\vartheta_W = 20 \text{ }^\circ\text{C}$
Bandeingangstemperatur	:	$\vartheta_G = 1049 \text{ }^\circ\text{C}$
mittlere Bandausgangstemperatur	:	$\vartheta_M = 888 \text{ }^\circ\text{C}$
Walzkraft	:	$F_W = 134 \text{ kN}$
mittlere Fließspannung	:	$k_{fm} = 157 \text{ N/mm}^2$
Bandeingangsgeschwindigkeit	:	$v_0 = 15 \text{ m/min}$
Walzgeschwindigkeit	:	$v_W = 21 \text{ m/min}$
Bandeingangsdicke	:	$d_B = 1,87 \text{ mm}$
Umformgrad	:	$\varphi = 0,35$
Berührlänge	:	$l_d = 5,3 \text{ mm}$
Walzkontaktzeit	:	$t_W = 15 \text{ ms}$
Oxidschichtdicke	:	$d_{ox} = 20 \text{ }\mu\text{m}$
Dichte von Eisen ($1300 \text{ }^\circ\text{C}$) [43]	:	$\rho = 7400 \text{ kg/m}^3$
Wärmekapazität von Stahl [43]	:	$c_p = 6100 \text{ Ws/kgK}$
Wärmeleitfähigkeit von Stahl [43]	:	$\lambda = 31 \text{ W/mK}$

Tabelle 5.1: Verwendete Warmwalzparameter bei der Berechnung des Temperaturverlaufs

Die Rechnungen ergaben, dass die gesamte Banddicke stark durch die Wärmeabfuhr im Walzwerk beeinflusst wird. Die Temperaturabnahme mitsamt dem Temperatúrausgleich entspricht einer durchschnittlichen Abkühlrate von etwa $3000 \text{ }^\circ\text{C/s}$ und ist nach 53 ms abgeschlossen. Für hohe Warmwalztemperaturen ist aufgrund der hohen Abkühlrate und der damit zu niedrigen Temperaturen hin verschobenen Phasenumwandlung und dem schnellen Temperatúrausgleich kein Einfluss auf die Homogenität der Gefügeentwicklung über die Banddicke zu rechnen, vorausgesetzt dass keine zusätzlichen Effekte durch die Umformung selbst auftreten.

6 Warmband

Warmband ist ein Produkt, das nach dem Gießen und anschließendem Warmwalzen vorliegt. Die Einflussmöglichkeiten sind beim direkten Warmwalzen von Dünnband vornehmlich durch die Warmwalztemperatur, den Warmwalzgrad, die Warmwalzgeschwindigkeit und die Haspeltemperatur gegeben. Das Ziel der Einflussnahme ist die Beseitigung von Oberflächenfehlern und Lunkern sowie ein möglichst homogenes feinkörniges Gefüge. Die Eigenschaften des Warmbands beeinflussen die Resultate des nachfolgenden Kaltwalzens und Rekristallisationsglühens wesentlich mit.

Ein Mindestumformgrad muss vorliegen, damit ein Warmumformschritt effektiv ist. Die Möglichkeit zur Warmumformung von Dünnband ist stark begrenzt. Die folgenden Untersuchungen betrachten einen einzigen Umformstich. Es sollen der optimale Umformgrad und die geeignete Umformtemperatur bestimmt werden. Der Einfluss der Umformgeschwindigkeit ist nicht untersucht worden, da wesentliche Geschwindigkeitsänderungen auf der Laborgießanlage nicht möglich waren.

Die Laborgießanlage ermöglicht nur das Vergießen kurzer Bänder (10-15 m Länge), weshalb das Haspeln entfiel. Die in diesem Kapitel genannten Warmbandergebnisse berücksichtigen somit nicht den Einfluss des Haspelns. Das hat den Vorteil, dass der Einfluss des Warmwalzens allein betrachtet wird. Eine Haspelsimulation erfolgt vor dem Kaltwalzen, s. Kap. 7.

Der in dieser Arbeit verwendete Stahl ist angelehnt an die Güte DC 04 und entspricht in seiner Zusammensetzung den Angaben in **Tabelle 6.1**. Die besonders hohen O- und N-Werte hängen mit der wenig effektiven Inertisierung des Induktionsofens zusammen. Die Kupfer- und Zinngehalte wurden zwischen 0–2,5 Gew.-% bzw. 0–0,1 Gew.-% variiert.

C	Mn	Si	P	S	Al
0,045	0,240	0,010	0,010	0,010	0,050
N	O	Cu	Sn	Fe	
0,010	0,025	var.	var.	bal.	

Tabelle 6.1: Stahlzusammensetzung des Dünnbands

6.1 Versuchsaufbau und -durchführung

6.1.1 Walzgießanlage

Abb. 6.1 zeigt eine schematische Darstellung der verwendeten Laborwalzgießanlage. Zum Betrieb der Walzgießanlage wurden 12 kg Stahl in einem basisch ausgekleideten 40 kW-Induktionsofen erschmolzen. Der Ofen wurde abgedeckt. Der Innenraum wurde mit Argon gespült, um die Umgebungsluft zu verdrängen.

Die Schmelze wurde in einen mit Magnesiumoxid ausgemauerten, oberhalb der Walzgießanlage befindlichen Tundish gegossen. Hier passierte sie zur Abscheidung von Schlacke einen Zirkonoxidfilter. Über ein Tauchrohr mit zwei Öffnungen ($\varnothing = 5,4$ mm), die in Richtung der Seitenplatten ausgerichtet waren, gelangte die Schmelze zwischen die Kühlwalzen.

Die gegenläufig rotierenden Kühlwalzen bestanden aus einer Kupferlegierung (Elbrodur), deren Kühlflächen mit einer näherungsweise 1,5 mm dicken Nickelschicht elektrolytisch beschichtet waren. Die Nickeloberflächen wurden vor den Versuchen gesandstrahlt, sodass eine Rauigkeit zwischen $5,5 \mu\text{m}$ und $7,5 \mu\text{m}$ gegeben war. Geringere Rauigkeiten bewirken eine schlechtere Bandoberflächenqualität [103]. Der Kühlwalzendurchmesser betrug 300 mm und die Breite 65 mm. Fused Silica-Seitenplatten wurden über Hydraulikstempel gegen die Stirnflächen der Kühlwalzen gedrückt, wodurch ein seitliches Austreten der Schmelze aus dem Pool verhindert wurde.

Die Kühlwalzen waren nicht wassergekühlt. Während der Versuche wurde daher eine mittlere Temperaturerhöhung der Kühlwalzen von rund 200°C gemessen. Einen sichtbaren Einfluss auf die Bandeigenschaften hatte dies jedoch nicht [104]. Eine der beiden Kühlwalzen war ortsfest gelagert und wurde von einem

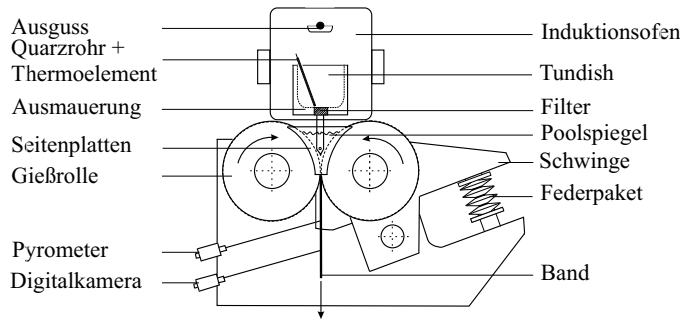


Abbildung 6.1: Darstellung der verwendeten Laborwalzgießanlage

Elektromotor angetrieben. Die zweite Kühlwalze war auf einer Schwinge montiert und über Zahnräder mit der ersten verbunden. Ein Federpaket drückte die zweite Kühlwalze gegen die erste, sodass bei einem Walzspalt von 2 mm eine Walzkraft von 0,77 kN/cm anlag. Die Gießgeschwindigkeit war stufenlos bis zu einem Wert von 42 m/min regelbar. Für die Versuche wurde eine Gießgeschwindigkeit von 15 m/min gewählt.

Zu Beginn baute sich der Schmelzenpool zwischen den Kühlrollen schnell auf, sodass die Banddicke innerhalb der ersten 2 m Band rasch anstieg. Anschließend nahm die Banddicke nur noch langsam zu bis der Tundish bei etwa 10 m leerge laufen war. Von diesem Zeitpunkt an sank die Poolhöhe und die Bandqualität wurde irregulär. Im Bereich von 2-10 m war die Bandqualität für Untersuchungen geeignet.

Ein Pt-Pt/Rh18-Thermoelement diente zur Messung der Tundishtemperatur. Es war innerhalb eines Quarzrohrs oberhalb des Zirkonoxidfilters positioniert. Die Gießgeschwindigkeit wurde über einen am Rotor des Antriebsmotors befestigten induktiven Frequenzmesser aufgenommen. Die im Walzspalt wirkende Kraft wurde am Federpaket mit einer Kraftmessdose gemessen. Ein Abstandsmessgerät diente zur Walzspaltbestimmung. Mit einem Quotientenpyrometer (Keller PZ 40 AF 4) wurde die Bandausgangstemperatur 130 mm unterhalb des Bandaustritts aus der Zweiwalzen-Gießanlage gemessen. Mit Hilfe der von [43] vorgeschlagenen Gl. 3.13 zur Berechnung der Abkühlung von Dünnband wurde eine Korrektur der Bandausgangstemperatur durchgeführt. Ein Messrechner speicherte die Messdaten mit einer Rate von 20 Hz.

In den Versuchen wurde zusätzlich das Band 150 mm nach dem Verlassen der Kühlwalzen mit einer Digital-Videokamera gefilmt.

6.1.2 Walzwerk

Nach Verlassen der Walzgießanlage wurde das Band direkt in ein Warmwalzwerk geführt. Die Walzen hatten einen Durchmesser von 148,6 mm und erreichten mittels Hydraulikzylindern eine maximale Walzkraft von 600 kN. Die maximale Walzenumfangsgeschwindigkeit betrug 27 m/min bei einem Drehmoment von über 5 kNm. Der Walzantrieb konnte auch als Bremse genutzt werden.

Um die Gießparameter, insbesondere die Gießwalzgeschwindigkeit, zwischen verschiedenen Versuchen gleich zu halten, wurde die Warmwalztemperatur ausschließlich durch den Abstand zwischen Walzgießanlage und Walzwerk eingestellt.

Das Walzwerk war mit einem Messrechner zur Datenspeicherung mit einer Messrate von 100 Hz ausgestattet. Die gesammelten Daten umfassten die Ein- und Ausgangstemperatur des Dünnbands, die Walzgeschwindigkeit sowie die Walzkraft. Die Ein- und Ausgangstemperaturen wurden jeweils 92 mm vor und hinter dem Walzwerk mit einem Pyrometer (Keller HCW PZ 20/30) gemessen. Der Messfehler lag nach Herstellerangaben unter 10 %. Zur Korrektur der Warmwalztemperaturen wurde mit Gl. 3.13 gerechnet. Die Walzgeschwindigkeit wurde mittels eines induktiven Frequenzmessers an einer der Walzenachsen bestimmt. Durch Messung des Hydraulikdrucks wurde die Walzkraft bestimmt.

Walzenschmierung erfolgte durch das Auftragen von Warmwalzöl (Houghton: ROLLUB HR 40) auf die Walzen. Zu diesem Zweck wurde ein mit dem Warmwalzöl getränkter Schwamm mit einer speziell dafür konstruierten Vorrichtung auf die obere Walze aufgedrückt. Gegen die untere Walze wurde eine in Warmwalzöl getränkte Schaumstoffrolle gepresst, die sich mit der Walze drehte.

Einen wesentlichen Anteil am erfolgreichen Einsatz des Walzwerks trug das speziell für die Versuchsbedingungen entwickelte Walzregelungsprogramm. Um die Schwierigkeiten der geringen Bandlänge und der nicht konstanten Banddicke auszugleichen, wurden folgende Anforderungen an das Programm zur Regelung des Walzens gestellt:

1. Banddickenmessung
2. Gleichbleibende, vom Umformgrad unabhängige Bandeingangsgeschwindigkeit in das Walzwerk
3. Realisierung verschiedener Umformgrade in einem Versuch.

Zur *Banddickenmessung* wurden die Walzen mit einer geringen Kraft auf das Band gefahren. Die Kraft musste so gewählt werden, dass der Kontakt zwischen dem Band und den Walzen ohne plastische Verformung des Bandes erfolgte. Die Walzspaltweite entsprach in diesem Fall der Banddicke.

Erschwerend wirkten sich die auftretenden Bandkantengrate aus. Die Walzkraft musste mindestens so hoch gewählt werden, dass die Bandkantengrate umgeknickt wurden. Aus Berechnungen und Versuchen wurde eine die Anforderungen erfüllende Walzkraft von 10 kN (bei 65 mm Bandbreite) bestimmt. In der Praxis wurde die mittlere Walzkraft jedoch höher (25 kN), da die Walzregelung zu langsam war, um Banddickenänderungen ideal abzutasten. Geringe plastische Verformungen konnten daher bei hohen Warmwalztemperaturen nicht ausgeschlossen werden.

Die genaue Kenntnis der exakten Banddicke ermöglicht die Berechnung und Einstellung der gewünschten Umformgrade. Während der Umformung konnte die Banddicke aufgrund der Methode der Banddickenmessung nicht bestimmt werden. Für die Auswertung der Versuche wurde die Banddicke nach dem Abkühlen in 20 cm Abständen mit einer Mikrometerschraube gemessen. Die Abweichung zu der Walzspaltdickenmessung war gering.

Ein weiterer wesentlicher Aspekt des Walzregelungsprogramms war die Gewährleistung einer *unveränderten Bandeingangsgeschwindigkeit* in den Walzspalt. Nur durch eine konstante Bandlänge zwischen Walzgießanlage und Walzwerk war bei konstanter Gießgeschwindigkeit eine gleichmäßige Bandeingangstemperatur möglich. Mit steigendem Umformgrad nahm die Rückpressung des Walzguts jedoch zu, sodass eine Erhöhung der Walzgeschwindigkeit notwendig war. Das Walzprogramm berechnete in Echtzeit, mit den in [105] bereitgestellten Zusammenhängen zwischen Walzparametern und Walzguteigenschaften die notwendige Walzgeschwindigkeit. Vom Operator des Walzwerks wurde ggf. die notwendige Walzgeschwindigkeitskorrektur über einen Bedienhebel während des Versuchs durchgeführt. In der Praxis wurden Korrekturen jedoch selten benötigt.

Zur Steigerung der Effizienz eines Versuchs sollten *mehrere verschiedene Umformgrade* je vergossenem Band erfolgen. Dazu wurde das Programm so erstellt, dass es selbstständig nach definierten Zeitintervallen vorgegebene Umformgrade ausführt. Zwischen jedem Umformgrad wurde die aktuelle Banddicke neu gemessen, um den nächsten Umformgrad möglichst genau einzustellen. Der Start des Programms wurde vom Bediener zu dem Zeitpunkt ausgeführt, zu dem das Band in das Walzwerk gelangte. Der übrige Ablauf erfolgte voll automatisch. Drei Umformgrade konnten so in einem Gießversuch durchgeführt werden.

6.1.3 Abschreckbecken

Um das Austenitgefüge sichtbar zu machen und insbesondere die Primärkorngröße, wurden die niedrigkohlenstoffhaltigen Stähle abgeschreckt. Zu diesem Zweck wurde ein wassergefülltes Abschreckbecken aus Edelstahl von 2,5 m Länge verwendet. In dieses wurde das Band bei gewünschter Temperatur geführt. Selbst bei Eintrittstemperaturen oberhalb 1050 °C wurde das Band bei einer Gießgeschwindigkeit von 15 m/min in diesem Abschreckbecken bis unter 100 °C abgekühlt. Das Wasser erwärmte sich während des gesamten Versuchs um etwa 10 °C.

6.2 Ergebnisse und Diskussion

6.2.1 Walzkräfte

Ein entscheidender Faktor für die Wahl der geeigneten Warmwalzparameter sind die erforderlichen Walzkräfte.

Aufgrund der Notwendigkeit einer konstanten Bandeingangsgeschwindigkeit in das Walzwerk wurde in den Versuchen die Walzgeschwindigkeit in Abhängigkeit vom Umformgrad eingestellt. Für niedrige Umformgrade ($\varphi = 0,2$) lag die Umformgeschwindigkeit bei etwa 15 s^{-1} , und bei hohen Umformgraden ($\varphi = 0,5$) lag sie bei ungefähr 40 s^{-1} . Allein durch die Erhöhung der Umformgeschwindigkeit tritt nach [99] bei gleichem Umformgrad bereits ein Walzkraftzunahme um bis zu 20 % auf.

Abb. 6.2 zeigt für diese Versuche die Abhängigkeit der Walzkraft von der Walztemperatur für drei Umformgrade ($\varphi = 0,20; 0,35; 0,50$). Die Walzkräfte nehmen mit steigendem Umformgrad und mit abnehmender Temperatur zu.

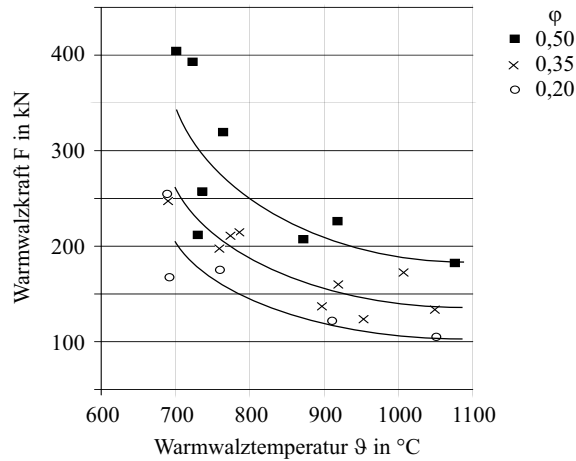


Abbildung 6.2: Walzkraft beim direkten Warmwalzen von Dünnband

Die temperaturabhängige Zunahme ist weitgehend unabhängig vom Umformgrad.

Die Walzkraften zeigen mit fallender Warmwalztemperatur kein Minimum an der Stelle der γ - α -Phasenumwandlung. Dies ist typisch für den Fall eines groben Austenitkorns, s. Abb. 2.2 [19]. Ein wesentlicher Unterschied zur konventionellen Stahlherstellung wird hierbei deutlich: Der Vorteil geringer Walzkraften beim ferritischen Warmwalzen ist nicht gegeben, somit ist unterhalb 700 $^{\circ}\text{C}$ bei ferritischem Warmwalzen mit hohen Walzkraften und damit hohen Energie- und Verschleißkosten zu rechnen.

Zulegiertes Kupfer bis 2,5 Gew.-% und zulegiertes Zinn bis 0,1 Gew.-% zeigten keinen Einfluss auf die Walzkraften. Dies steht in Einklang mit den Fließspannungsmessungen aus den Dilatometerversuchen.

6.2.2 Rissbildung

Zur Sicherstellung der gewünschten Materialeigenschaften, insbesondere der Tiefziehbarkeit und der Oberflächengüte, ist die Vermeidung von Rissen während des Warmwalzens unerlässlich.

6.2.2.1 Rissausbildung während des Bandgießens

Unter den gegebenen Versuchsbedingungen werden vornehmlich Risse senkrecht zur Gießrichtung beobachtet, die bereits vor dem Warmwalzen entstehen. Diese sind unmittelbar auf die Bandentstehung zurückzuführen. Vermutlich entstehen die Risse beim Ablösen des Bands von den Gießwalzen, während die gekrümmten Halbschalen gerade gebogen werden. Bereits geringe Belastungen des Bandes nahe des Duktilitätsminimums unterhalb der Solidustemperatur führen zu Rissen [106].

Beim weiteren Abkühlen bis zum Warmwalzen oxidiert die Bandoberfläche und damit auch die Rissinnenflächen. Beim anschließenden Warmwalzen können die oxidbelegten Rissinnenflächen aber nicht mehr miteinander verbunden werden. Bei späterer Belastung des Stahlbands stellen die Risse Schwachstellen im Material dar.

6.2.2.2 Rissausbildung durch Lötbruch

Lötbruch tritt während des Warmwalzens nicht auf, da die Kupferphase in diesem Temperturbereich nicht mehr flüssig ist. Dennoch wird die Gefahr der Lötbrüchigkeit deutlich. Selbst für niedrige Kupfergehalte im Stahl ist die Kupferanreicherung an der Stahloberfläche zu beobachten. Bei Anwesenheit von Kupfer befindet sich Kupfer in den auftretenden Rissen, die sich von der Bandoberfläche in das Band hinein erstrecken. Der Kupferfüllgrad der Risse hängt vom Kupfergehalt im Stahl ab. Während bei 0,5 Gew.-% Kupfer dieses nur selten in den Rissen zu finden ist, weisen Risse im Stahl mit 0,8 Gew.-% Kupfer häufiger Kupfer auf. Bei 2,5 Gew.-% Kupfer sind die Risse ausnahmslos mit metallischem Kupfer aufgefüllt (selbst Risse mit Tiefen über 1 mm), s. **Abb. 6.3a**. Den Berechnungen aus Kap. 3.5 zur Folge, dürfte sich metallisches Kupfer bei einer Banddicke von 2 mm erst ab einer Kupferkonzentration von 0,7 Gew.-% an der Stahloberfläche in schädlichen Mengen ansammeln. Diese Grenze gilt jedoch für einen niedrigkohlenstoffhaltigen Stahl mit 0,1 Gew.-% Silizium. Der Stahl, mit dem die Bandgießversuche durchgeführt wurden, enthält lediglich 0,01 Gew.-% Silizium. Die durch Silizium begünstigten Abtransportmechanismen für Kupfer sind also weniger effektiv. Zwar lässt sich mit den gemessenen Rissdaten nicht belegen, dass durch Kupfer in den Bandgießversuchen mehr Risse entstehen, jedoch wird durch die Kupferbenetzung der Risse deutlich, dass 0,8 Gew.-% Kupfer ausreichen, um beim Dünnbandgießen Lötbruch zu

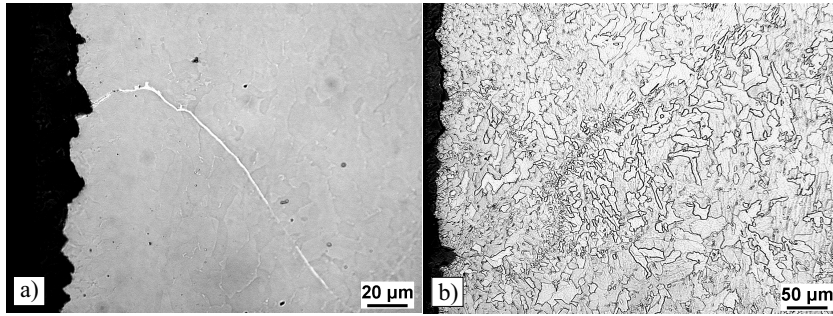


Abbildung 6.3: Dünnsband mit 2,5 Gew.-% Kupfer nach Warmumformung ($\varphi = 0,52$; $\vartheta = 860\text{ }^{\circ}\text{C}$): a) mit metallischem Kupfer gefüllter Riss b) Gefüge entlang eines Risses

bewirken. Diese Ergebnisse bestätigen also die Modellberechnungen trotz der unterschiedlichen Siliziumgehalte.

Das Gefüge ist um die Risse herum wesentlich feiner als im übrigen Dünnsband, s. **Abb. 6.3b**. Diese Kornfeinung kann durch verzögerte Keimbildung und gehemmtes Kornwachstum als Folge der hohen Kupferkonzentration in unmittelbarer Rissnähe erklärt werden.

6.2.2.3 Rissausbildung durch Warmwalzen

Die Reproduzierbarkeit der Risshäufigkeit und Risslänge zwischen Gießversuchen mit gleichen Parametern ist niedrig. Der Vergleich der Absolutwerte von Versuch zu Versuch liefert demnach keine aussagekräftigen Informationen. Statt Absolutwerten werden daher zur Bewertung des Warmwalzeinflusses auf die Rissbildung Verhältnisse mit folgenden Definitionen verwendet:

- Das Risslängenverhältnis $q_l = \bar{l}_{\text{gewalzt}} / \bar{l}_{\text{ungewalzt}}$ beschreibt das Verhältnis der mittleren Risslänge auf einem gewalzten Bandstück ($\varphi = 0,32$) zu der mittleren Risslänge auf einem ungewalzten Bandstück.
- Der Rissdichtenverhältnis $q_\rho = \rho_{\text{gewalzt}} / \rho_{\text{ungewalzt}}$ beschreibt das Verhältnis der Risshäufigkeit pro Bandfläche auf einem gewalzten Bandstück ($\varphi = 0,32$) zu der Risshäufigkeit pro Bandfläche auf einem ungewalzten Bandstück.

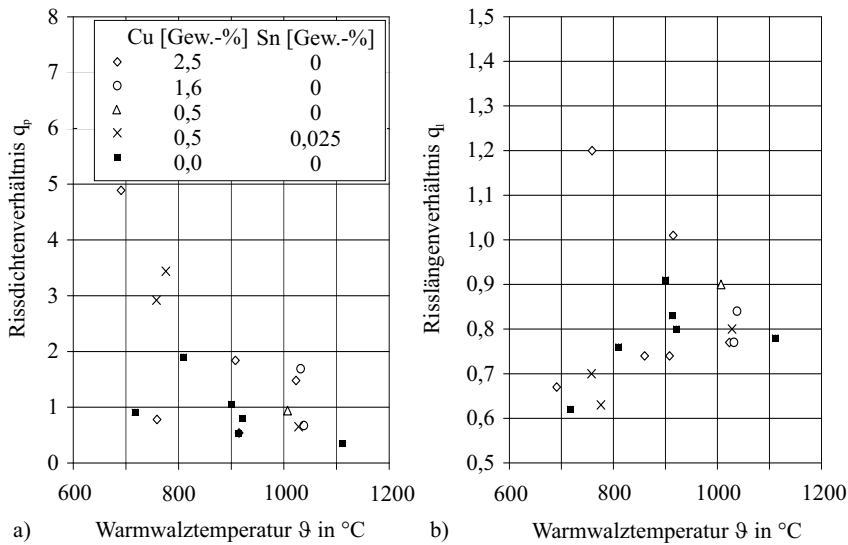


Abbildung 6.4: a) Rissdichtenverhältnis und b) Risslängenverhältnis in Abhängigkeit von der Warmwalztemperatur

Die miteinander verglichenen gewalzten und ungewalzten Bandstücke stammen aus dem selben Band, wodurch die von Versuch zu Versuch auftretenden Unterschiede weniger ins Gewicht fallen. **Abb. 6.4a** zeigt das Rissdichtenverhältnis in Abhängigkeit von der Warmwalztemperatur. **Abb. 6.4b** zeigt das Risslängenverhältnis in Abhängigkeit von der Warmwalztemperatur. Wenn die Verhältnisse den Wert 1 annehmen, so hat keine Änderung der Risshäufigkeit oder Risslänge durch Warmwalzen ($\varphi = 0,32$) stattgefunden. Für Werte größer 1 ist die Risshäufigkeit oder die Risslänge angestiegen. Für Werte unter 1 hat der Warmwalzschrift die Risse zugeedrückt.

Oberhalb von 900 °C findet keine Änderung der Risslänge und der Rissdichte statt. Unterhalb von 900 °C wird die Risslänge durch Warmwalzen mit fallender Temperatur verkürzt. Für kupfer- und zinnhaltige Stähle nimmt die Rissdichte deutlich zu, während die Rissdichte auf kupferfreien Stählen nur gering ansteigt.

Es besteht die Möglichkeit, dass die Risse teilweise während des Warmwalzens zugeedrückt werden, wodurch ein Riss mehrmals als kleine Risse gezählt wird.

Dies würde das sinkende Risslängenverhältnis und das steigende Rissdichtenverhältnis mit sinkender Warmwalztemperatur erklären.

Die auffällige Erhöhung der Riss Häufigkeit für kupfer- und zinnhaltige Stähle folgt aus dem Duktilitätsverlust mit der γ - α -Phasenumwandlung. Dies stimmt gut mit den Ergebnissen aus [35] überein, s. Abb. 2.11.

6.2.3 Gefüge

Die Gefügedarstellung des Ferrits im Warmband erfolgte wie schon zuvor für die Dilatometerproben beschrieben (s. Kapitel 4).

Zur lichtmikroskopischen Bestimmung der Ferritkorngröße im Warmband mit dem Kreisschnittverfahren wurde ein Kreisdurchmesser von $82\text{ }\mu\text{m}$ bei einer 500-fachen Vergrößerung verwendet. Je Probe wurden jeweils 5 Messpunkte in einer Ebene etwa $100\text{ }\mu\text{m}$ unter der Bandoberfläche und in der Dickenmitte ausgewertet, jeweils nahe der Breitenmitte und der Bandkante. In vielen Fällen wurden nicht nur Gefügeschliffe parallel zur Gießrichtung, sondern auch senkrecht dazu ausgezählt. Insgesamt wurden also je Bandstück bis zu 40 Messstellen ausgewertet.

Für die bessere Darstellung des Erstarrungsgefüges und der Austenitkorngrenzen wurde die Legierung des DC 04 variiert. Der Mangangehalt wurde auf 1,2 Gew.-% und der Kohlenstoffgehalt auf 0,1 Gew.-% erhöht. Ein Einfluss von Mangan und Kohlenstoff auf die Erstarrung ist zwar zu erwarten, aber für eine qualitative Bewertung vernachlässigbar.

Zur Untersuchung des Erstarrungsgefüges wurde die Seigerungstendenz des Mangans bei der Erstarrung genutzt. Die Dendritenzwischenräume wurden an Mangan angereichert. Im anschließenden Abkühlverlauf diffundierte das Mangan nur langsam, sodass diese Verteilung erhalten blieb. Durch Ätzen mit wässriger Pikrinsäure und einem geringen Anteil Agepon konnten die manganangereicherten Bereiche dunkel im Gefügebild erkannt werden. Die Primärkristalle erschienen dagegen im Schliffbild hell.

Nach dem Verlassen der Walzgießanlage wurde das Band zur Bildung des Martensits, unterstützt durch Mangan und Kohlenstoff, bei etwa $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ in das Abschreckbecken geführt. Das primäre Austenitgefüge transformierte in den lan-zetten Martensit. Die ehemaligen Austenitkorngrenzen lassen sich nach Ätzung mit Nital gut im Schliffbild erkennen.

Zur lichtmikroskopischen Bestimmung der Austenitkorngröße des Warmbands im Kreisschnittverfahren wurde ein Kreisdurchmesser von $820\text{ }\mu\text{m}$ bei einer 50-fachen Vergrößerung gewählt. Ein Unterschied zwischen der Bandoberfläche und der Bandmitte konnte nicht gemessen werden, da der verwendete Kreisdurchmesser bereits einen Großteil der Banddicke erfasste. Es wurden je Probe fünf Messpunkte ausgewertet.

6.2.3.1 Dendritisches Erstarrungsgefüge

Abb. 6.5a zeigt die dendritische Erstarrungsstruktur im Dünnband. Es sind neben den Bereichen vollständiger dendritischer Erstarrung (in der Abbildung gezeigt), auch Bereiche mit einer globularen Mittenzone zu beobachten (nicht in der Abbildung gezeigt). Die verschiedenen Erstarrungsstrukturen gehen fließend ineinander über. Schrumpfporen befinden sich vor allem in der Querschnittsmitte. Die Dendritenspitzen sind stets entgegen der Gießrichtung gebogen.

6.2.3.2 Austenitkorgrenzen

Wie **Abb. 6.5b** zeigt, ist der primäre Austenit durch ein grobes Korn ($320\text{ }\mu\text{m}$) geprägt. Parallel zur Gießrichtung sind die Austenitkörner etwas ausgedehnter ($360\text{ }\mu\text{m}$) als senkrecht dazu ($280\text{ }\mu\text{m}$). An der Bandkante sind die Körner $30\text{ }\mu\text{m}$ kleiner als in der Bandmitte. Der Durchmesser der polygonalen Austenitkörner erscheint homogen über die Banddicke.

6.2.3.3 Warmbandgefüge

Ungewalztes Warmband Wegen des recht großen Austenitkorns und der hohen Abkühlrate ($t_{8/5} \approx 52\text{ s}$) bildet sich das ungewalzte Warmband widmannstättenartig aus, s. **Abb. 6.6**. Die Ferritkörner sind ungleichmäßig groß und die Korngrenzen zackig und unregelmäßig geformt. Feinverteilter Perlit befindet sich in den Zwickeln der Körner.

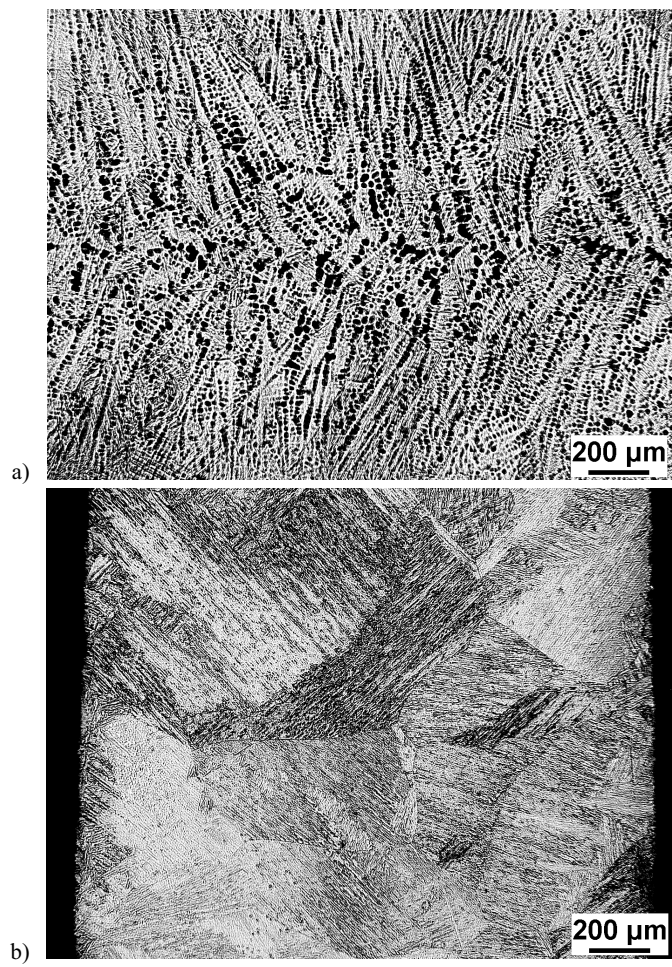


Abbildung 6.5: a) Dendritisches Erstarrungsgefüge und b) primäre Austenitkorn-
grenzen des Dünnbands im Lattenmartensitgefüge



Abbildung 6.6: Warmbandgefüge ohne Warmwalzstich

Bei der Bestimmung der Korngröße des widmannstättenschen Gefüges wurde aufgrund des zackigen Korngrenzenverlaufs eine höhere Schnitthäufigkeit im Kreisschnittverfahren erhalten, als es für ein globulares Korn der Fall wäre. Dadurch wird zwar ein etwas verfälschter Korndurchmesser ($d_\alpha = 27 \mu\text{m}$) bestimmt, aber die Korngrenzendichte ist dadurch gut repräsentiert. Letztere ist die wichtigere Größe, was Verformung, Rekristallisation und Phasenumwandlung anbetrifft.

Für das warmgewalzte und damit homogenere Gefüge entspricht die Korngrößenmessung dem tatsächlichen mittleren Korndurchmesser. Die Korngrößen sind in den **Abb. 6.7** und **6.8** angegeben. Die Fehlerbalken zeigen die Standardabweichung der Korngrößen an. Je höher das Verhältnis der Standardabweichung zur mittleren Korngröße ist, desto inhomogener ist die Korngröße.

Eine Veränderung der Kornform über die Bandlänge, -breite oder -dicke konnte nicht gefunden werden. Jedoch sind stochastische Unterschiede feststellbar, die im Wesentlichen eine Folge nicht konstanter Gießbedingungen sind. Auch zwischen Versuchen unter gleichen Bedingungen sind Unterschiede feststellbar. Wie im folgenden gezeigt wird sind die Einflüsse durch das Warmwalzen jedoch

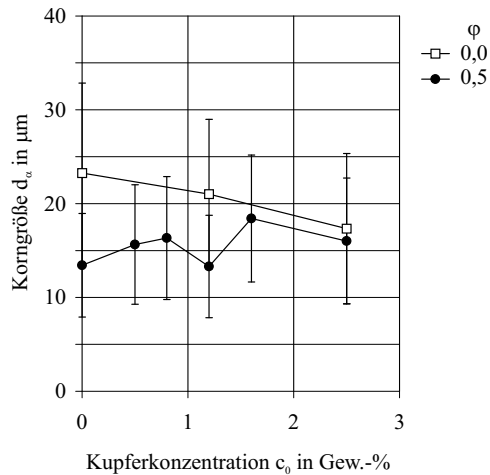


Abbildung 6.7: Korngröße in Abhängigkeit von der Kupferkonzentration für das Warmwalzen bei 1050 °C

derart deutlich, dass eine Bewertung trotz leicht veränderlicher Gefügeeigenschaften gewährleistet ist.

Ein Einfluss von Kupfer bis 2,5 Gew.-% ist nur für das ungewalzte Dünnband deutlich festzustellen, s. **Abb. 6.7**. Dies stimmt mit Literaturangaben überein, nach denen Kupfer eine kornfeinende Wirkung aufgrund des Solute-Drag-Effekts besitzt; ferner wird die Keimbildung behindert, da Kupfer auf den Austenitkorgrenzen die treibende Kraft senkt; zusätzlich wird die A_{r3} -Temperatur abgesenkt [78, 79, 81]. In diesen Untersuchungen wird jedoch ein wesentlich größeres Austenit- und Ferritkorn gefunden als beim Dünnbandgießen. Das durchschnittliche Ferritkorn ist beim Dünnbandgießen sehr klein, sodass absolute Abweichungen durch Kupfer weniger ins Gewicht fallen. Dies mag begründen, weshalb bei hohen Umformgraden und daraus folgend kleinen Korngrößen Kupfer keinen deutlichen Einfluss zeigt. Genaue Aussagen können aufgrund der hohen Standardabweichung nicht gemacht werden.

Austenitisches Warmwalzen Beim austenitischen Warmwalzen muss zwischen hohen (1050–980 °C) und niedrigen (980–784 °C) Warmwalztemperaturen un-

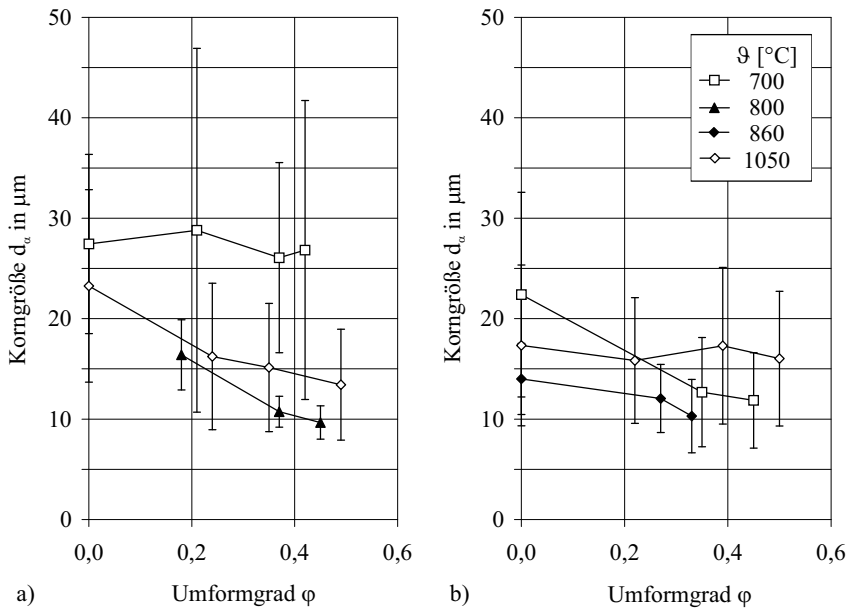


Abbildung 6.8: Korngröße in Abhängigkeit von Umformgrad und Umformtemperatur: a) ohne Kupfer und b) mit 2,5 Gew.-% Kupfer

terschieden werden.

Warmwalzen bei hohen austenitischen Temperaturen (1050–980 °C) führt zu einer verbesserten Homogenisierung des Mikrogefüges. In **Abb. 6.8a** ist für den DC 04 (ohne Fremdelemente) der Einfluss des Warmwalzens auf die Korngröße dargestellt. Mit zunehmendem Umformgrad wird mehr Verformungsenergie in den Stahl eingebracht, sodass eine erhöhte Keimbildungsrate erzielt wird und ein feineres Korn entsteht. Die Temperatur hat im Bereich 1050–920 °C keinen Einfluss auf die Korngröße. Für feine Korngrößen wird eine geringere Standardabweichung gefunden.

Ähnliche Ergebnisse zeigt **Abb. 6.8b** für den Stahl mit 2,5 Gew.-% Kupfer. Die hohe Standardabweichung erschwert die Bewertung feiner Unterschiede zu dem Stahl ohne Kupfer. Auffallend ist, dass für den kupferhaltigen Stahl eine geringe Korngröße sowohl bei niedrigen Umformgraden als auch bei niedrigen

Umformtemperaturen auftritt.

Ab einem Umformgrad von $\varphi = 0,2$ wird das Widmannstätten-Gefüge bereits stark unterdrückt und die Körner tendieren zur polygonalen Form. Mit einer Verformung oberhalb von $\varphi = 0,3$ ist das widmannstättensche Gefügebild vollständig beseitigt, und es bildet sich ein über die Banddicke homogenes Gefüge aus polygonalen Körnern aus, wie in **Abb. 6.9a** gezeigt wird. Der Perlit befindet sich gleichmäßig verteilt auf den Korngrenzen, insbesondere an Tripelpunkten. Die Globularität und Homogenität eines konventionellen Warmbandgefüges wurde nicht erzielt, selbst bei einem Umformgrad $\varphi = 0,55$ nicht.

Für *niedrige austenitische Warmwalztemperaturen* ($980-784^\circ\text{C}$) werden Inseln verstärkter Kornfeinung gefunden, speziell bei hohen Umformgraden ($\varphi \geq 0,4$) und sinkenden Temperaturen. Zwei Effekte werden dabei beobachtet: Ein extrem fein globulares Korn ($d_\alpha \approx 3\ \mu\text{m}$) an der Bandoberfläche und ein vergleichbares Korn auf den ehemaligen Austenitkorngrenzen. Letzterer Fall ist in **Abb. 6.9b** dargestellt.

Die im 30° -Winkel gegen die Walzrichtung liegenden Streifen sehr feiner Körner an der Bandoberfläche treten aufgrund von Scherung auf.

Eine mögliche Erklärung für das sehr feine Korn auf den ehemaligen Austenitkorngrenzen kann durch die spannungsinduzierte dynamische Ferritumwandlung gegeben werden (s. Kap. 4.2). Die Bedingungen für diese Art der Phasenumwandlung sind beim Dünnbandgießen auf der verwendeten Laborgießanlage erfüllt [27]. Die Umformgeschwindigkeit liegt bei $\dot{\varphi} = 10-40\ \text{s}^{-1}$ und der Umformgrad oberhalb $\varphi = 0,2$. Die Austenitkorngröße ist recht hoch, weshalb nicht das gesamte Material korngefeint wird, sondern nur der Bereich in der Nähe der Austenitkorngrenzen. Bei der Übertragung der Laborergebnisse auf den industriellen Maßstab muss vor allem der Unterschied durch die z.T. fünffach höhere Walzgeschwindigkeit beachtet werden. Eine signifikante Verringerung der spannungsinduzierten dynamischen Ferritumwandlung ist zu erwarten [27, 26], sodass die Inhomogenität verringert wird. Niedrigere Warmwalztemperaturen und stärkere Kornfeinung sind somit möglich.

Als Begründung für die Kornfeinung auf den Austenitkorngrenzen erscheint eine unvollständige Rekristallisation vor der Phasenumwandlung ebenfalls plausibel [14]. Aufgrund der hohen Umformgeschwindigkeiten ist dynamische Rekristallisation dabei auszuschließen [27].

Die stärkste Kornfeinung wurde durch Umformung bei 800°C gefunden; z.T. war $d_\alpha < 10\ \mu\text{m}$.

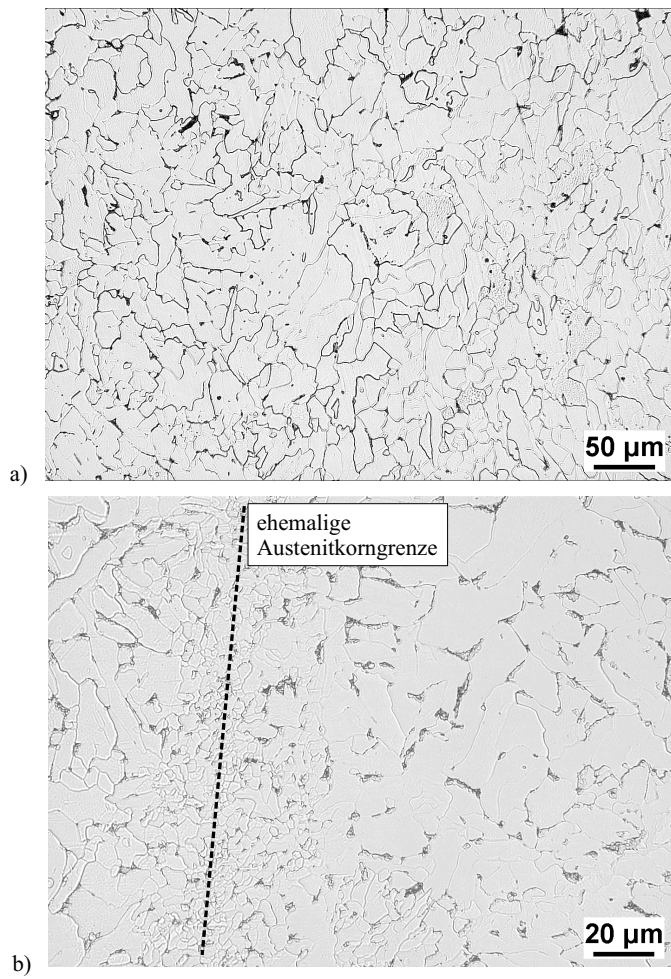


Abbildung 6.9: Mikrogefüge des Warmbandes nach der Walzumformung ($\varphi = 0,35$)
bei a) $\vartheta = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ und b) $\vartheta = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$

Im warmgewalzten Dünnband sind keine Lunker gefunden worden. Es scheint, dass ein geringer Warmumformgrad $\varphi > 0,2$ genügt, um Lunker zu beseitigen. Eine genauere Untersuchung des notwendigen Warmumformgrads für eine sichere Lunkerfreiheit ist nicht durchgeführt worden.

Interkritisches Warmwalzen Wie beim austenitischen Warmwalzen muss beim interkritischen Warmwalzen zwischen hohen und niedrigen Temperaturen unterschieden werden. Warmwalzen im γ - α -Zweiphasengebiet (784-645 °C) führt zu einem Mischgefüge aus verfeinertem polygonalen Gefüge neben verformtem Ferrit. Während bei hohen Temperaturen ein geringer Anteil Ferrit vorliegt, ist bei niedrigen Temperaturen ein Großteil des Gefüges vor dem Warmwalzen ferritisch. Kupfer verschiebt diese Grenze erheblich zu niedrigeren Temperaturen.

Der spätere Umwandlungsbeginn in den Dilatometerversuchen, verglichen mit dem Dünnband, das nahezu vollständig bei 710 °C umgewandelt ist, kann durch den höheren Kohlenstoffgehalt (Dilatometerproben: 0,06 Gew.-% C; Dünnband: 0,045 Gew.-% C) erklärt werden.

Bei *hohen interkritischen Warmwalztemperaturen* werden wie bei niedrigen austenitischen Warmwalztemperaturen Streifen aus sehr feinem Korn im Gefüge beobachtet. Die Streifen gehen von der Bandoberfläche aus und erstrecken sich etwa bis zur 0,3-Ebene des Bandes (Def.: 0 = Bandmitte; 1 = Bandoberfläche). Die Streifen liegen in einem 30 °-Winkel entgegen der Walzrichtung. Ein besonders ausgeprägtes Beispiel wurde in einem Dünnband mit 2,5 Gew.-% Kupfer gefunden und wird in **Abb. 6.10** gezeigt.

Zusätzlich werden große längliche Ferritkörner beobachtet, die zumeist von sehr feinen Körnern umgeben sind. Die großen länglichen Ferritkörner entstehen bereits auf den Austenitkorgrenzen bevor die Warmumformung erfolgt. Die feinen Körner um den Ferrit herum könnten wie folgt entstehen: Der Ferrit hat bei der selben Temperatur eine geringere Fließgrenze als der Austenit, sodass in dessen Umgebung Verformung bevorzugt erfolgt. Demzufolge erfährt der Austenit in unmittelbarer Nähe zu einem Ferritkorn eine starke Verformung was zur Kornfeinung führt. Der Ferrit selbst rekristallisiert nicht, da er wesentlich höhere Umformgrade dazu benötigt als der Austenit [28]. Die Ferritkörner werden während der Warmverformung in Walzrichtung parallel zur Bandoberfläche gedreht. Die Rotation des auf den ehemaligen Austenitkorgrenzen liegenden groben Ferrits wurde bereits bei den Dilatometerversuchen mit Warmumformung bei 700 °C im interkritischen Temperaturbereich beobachtet.

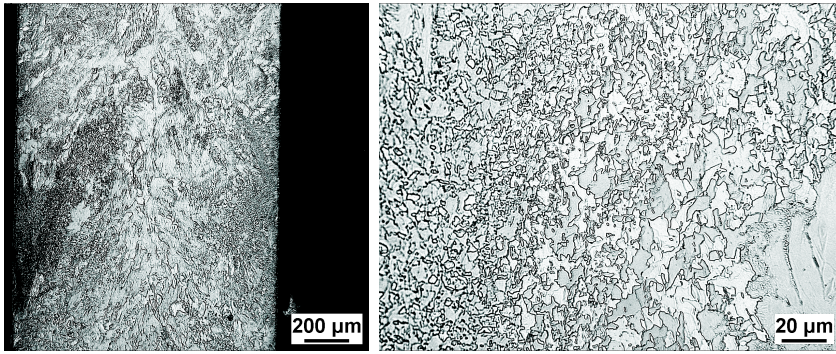


Abbildung 6.10: Mischgefüge im warmgewalzten Dünnband ($\varphi = 0,49$; $\vartheta = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$) mit 2,5 Gew.-% Kupfer

Auch an der Bandoberfläche werden gelegentlich große Körner ($d_{\alpha} = 150\text{ }\mu\text{m}$) gefunden, die vollständig globular ausgebildet sind. Sie entstehen durch sekundäre Rekristallisation des durch Scherung stark verformten oberflächennahen Bereichs. Gleiche Verhältnisse liegen in mit Niob mikrolegierten Stählen vor [107].

Bei *niedrigen interkritischen Walztemperaturen* liegt ein großer Anteil Ferrit vor, der mit Verformungsbändern durchsetzt ist. Die vor dem Warmwalzen noch nicht umgewandelten austenitischen Gefügeanteile wandeln sich in feinkörnigen Ferrit um. Im Mittel ist bei $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ keine Kornfeinung zu beobachten ($d_{\alpha} = 27\text{ }\mu\text{m}$), s. Abb. 6.8. Es zeigt sich bei dieser Warmwalztemperatur eine ausgesprochen hohe Standardabweichung der Korngröße, die sich nicht von der des ungewalzten Dünnbands unterscheidet.

Die γ - α -Phasenumwandlung im Dünnband beginnt nicht bevorzugt an der Bandoberfläche, was an einer ungleichmäßigen Verteilung des vorhandenen Ferrits vor der Warmumformung erkennbar wäre, sondern findet gleichmäßig über die Banddicke statt. Das stimmt gut mit den in Kap. 5 diskutierten Berechnungen zur Temperaturverteilung überein.

Mit 2,5 Gew.-% Kupfer ist bei einer Warmwalztemperatur von $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ ein geringer Anteil Ferrit vor dem Warmwalzen entstanden, und ein auffällig starker Kornfeinungseffekt tritt auf, s. **Abb. 6.8b**. Während beim kupferfreien Stahl die Verformung im Wesentlichen in einem ferritischen Gefüge erfolgt, das nicht

rekristallisiert, erfährt der kupferhaltige Stahl eine intensive Kornfeinung durch die eingebrachte Verformungsenergie kurz vor der Phasenumwandlung.

An einigen Stellen wird statt einer gleichmäßigen Verteilung des Ferrits in der Bandmitte eine Voreilung der Ferritumwandlung beobachtet, s. **Abb. 6.10**. Die Voreilung ist bei 700 °C und einem Kupfergehalt von 2,5 Gew.-% sehr deutlich, aber auch bei 0,5 Gew.-% Kupfer erkennbar. Da Kupfer das γ - α -Umwandlungsintervall zu niedrigen Temperaturen hin verschiebt, wäre diese Verzögerung durch eine Kupfermakroseigerung zu erklären.

Seigerungseffekte wurden daher im Gießversuch mit hohem Kupfer- (2,34 Gew.-%) und Zinngehalt (0,63 Gew.-%) untersucht. Mittels Mikrosonde sind in 50 μm Abständen die Röntgenintensitäten der untersuchten Elemente über die Banddicke hinweg gemessen worden. Diese lassen einen Rückschluss auf die qualitative Konzentrationsverteilung zu.

Die hohe Kupfer- und Zinnkonzentration bewirkt eine vergleichsweise moderate Makroseigerung, s. **Abb. 6.11**. Allerdings bilden sich schmale Konzentrationsspitzen aus mit einem Minimum in der Bandmitte und Maxima bei der 0,5 Banddickenebene (Def.: 0 = Querschnittsmitte; 1 = Bandoberfläche). Die relativen Abweichungen von der mittleren Konzentration liegen hier über 20 %. Die negative Mittenseigerung kann demnach als eine Begründung für die Voreilung der γ - α -Phasenumwandlung in der Bandmitte genannt werden.

Ferritisches Warmwalzen Ferritisches Warmwalzen ist nicht untersucht worden, auch wenn die Erzeugung einer $\{111\}$ -Textur bereits im Warmband theoretisch möglich und vorteilhaft ist. Wegen der hohen Abkühlrate von Dünnband ist jedoch das γ - α -Phasenumwandlungsintervall stark zu niedrigen Temperaturen hin verschoben. Aus den in Kap. 4 beschriebenen Dilatometermessungen wird für 2 mm dickes Dünnband das Umwandlungsende bei 645 °C gefunden. Hinzu kommt der Temperaturverlust im Walzspalt. Derart niedrige Warmwalztemperaturen sind nachteilig, da sie sehr hohe Walzkräfte erfordern (s. Kapitel 6.2.1) und Ferrit erst ab einem hohen Umformgrad rekristallisiert [28].

Die Herstellung von „weichem“ Warmband aus Dünnband ist also sehr problematisch. „Weiches“ Warmband setzt hohe Haspeltemperaturen von 670 °C [18] und eine Verformung von $\varphi \geq 0,6$ [28] voraus.

Die Herstellung von „hartem“ Warmband hingegen ist möglich. Um Rekristallisation und Erholung zu vermeiden, werden im konventionellen Strangguss Warmwalztemperaturen von 660 °C und Haspeltemperaturen unter 550 °C

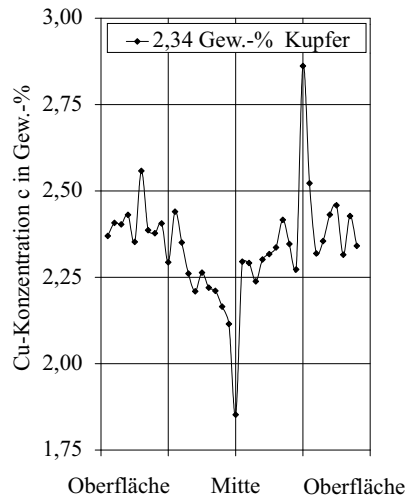


Abbildung 6.11: Kupfermakroseigerung über die Banddicke (mittlerer Kupfergehalt: 2,34 Gew.-%)

gewählt [18]. Die Rekristallisation erfolgt in einer anschließenden Rekristallisationsglühung. Die Inertisierung des langen Abkühltschs vor dem Warmwalzen stellt allerdings eine anlagentechnische Schwierigkeit dar. Der auch hier notwendige Mindestumformgrad von $\varphi = 0,6$ in einem Stich stellt hohe Anforderungen an das Walzwerk, die in den Versuchen nicht erfüllt werden konnten.

7 Kaltband

Nach der Haspelsimulation und dem Beizen wurden die Warmbandproben in einem Laborwalzwerk in 5–8 Stichen um $\varphi = 0,7$ kaltumgeformt und anschließend einer Haubenglühsimulation unterzogen. Durch die dabei stattfindende Rekristallisation sollten die gewünschten mechanischen Eigenschaften im Kaltband eingestellt werden.

Die Anforderungen an das rekristallisierte Kaltband sind: Eine niedrige Streckgrenze, hohe Dehnungswerte, eine geringe planare Anisotropie bei hoher senkrechter Anisotropie und Verfestigung. Eine wesentliche Voraussetzung dafür ist eine ausgeprägte $\{111\}$ -Textur in einem homogenen, globularen und feinkörnigen ($d_\alpha < 40 \mu\text{m}$) Ferritgefüge.

7.1 Glüh- und Nachbehandlungen

Haspelsimulation Zum Zweck der Haspelsimulation wurden die Proben aus dem Warmband in 30 Minuten in einem mit Argon inertisierten Ofen auf die gewünschte Haspeltemperatur gebracht. Nach zweistündiger Haltezeit wurden sie in etwa 12 Stunden bei abgeschaltetem Ofen bis auf 100°C abgekühlt. Die anschließende Abkühlung bis Raumtemperatur fand an Umgebungsluft statt.

Es wurde in Vorversuchen für verschiedene Haspeltemperaturen (400°C , 500°C und 600°C) die Vickers-Härte (HV 5) gemessen. Anhand der Ergebnisse und der im folgenden noch präsentierten Überlegungen wurde die Haspeltemperatur in Abhängigkeit davon festgelegt, ob Zinn oder Kupfer im Stahl enthalten waren.

- Das fremdelementfreie Warmband wurde bei einer für das Haubenglühen üblichen Haspeltemperatur von 550°C geglüht. Auf diese Weise findet die AlN-Ausscheidung erst während der Haubenglühung statt.
- Das kupfer- und zinnlegierte Warmband wurde bei 400°C haspelgeglüht. Eine Erhöhung der Kaltwalzkräfte durch Kupferausscheidungen sollte durch eine niedrigere Haspeltemperatur vermieden werden.

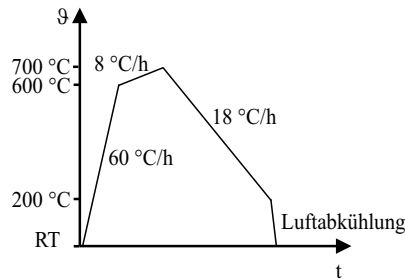


Abbildung 7.1: Temperaturverlauf bei der Haubenglühsimulation

Entzundern und Kaltwalzen Das haspelgeglühte Warmband wurde in Salzsäure (15 %) entzundert. Ein Kaltumformgrad von $\varphi = 0,7$ wurde reversierend in 5–8 Stichen in einem Laborwalzwerk unter Schmierung mit Plattieröl erzielt.

Haubenglühung Die Haubenglühung wurde nach dem in **Abb. 7.1** dargestellten Temperaturverlauf in einem mit Argon inertisierten Ofen durchgeführt. Zunächst wurden die kaltgewalzten Bandstücke mit einer Aufheizrate von 60 °C/h bis auf 600 °C erhitzt. Eine weitere langsamere Temperaturerhöhung um 100 °C dauerte 12,5 Stunden. Die anschließende Abkühlung bis 200 °C erfolgte mit einer Abkühlrate von 18 °C/h. Schließlich wurden die Bandstücke an der Luft bis auf Raumtemperatur abgekühlt.

7.2 Ergebnisse und Diskussion

7.2.1 Haspelglühung

Ein Einfluss der Haspelglühung auf die Gefügeausbildung wurde nicht nachgewiesen; eine Homogenisierung des Gefüges erfolgte nicht. Im kupferlegierten Dünnband beeinflusst die Haspeltemperatur neben der Ausscheidung von Nitriden und Karbiden auch die des Kupfers.

Es tritt für Kupfergehalte oberhalb 1,6 Gew.-% und einer Haspeltemperatur von 600 °C ein für das Kaltwalzen nachteiliger Härteanstieg auf, der auf

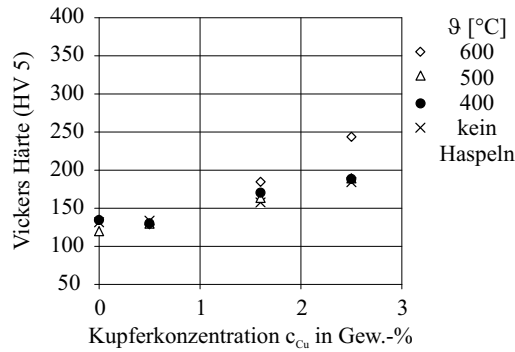


Abbildung 7.2: Vickers-Härte (HV5) nach der Haspelglühung (warmgewalzt: $\vartheta = 1025^\circ\text{C}$; $\varphi = 0,37$)

Ausscheidungshärtung schließen lässt. Diese wirkt zusätzlich zur Mischkristallhärtung (+ 23 HV5 je Gew.-% Kupfer), die linear mit dem Kupfergehalt zunimmt und von der Haspeltemperatur unabhängig ist, s. **Abb 7.2**.

Um die Kaltwalzkräfte niedrig zu halten, ist daher eine niedrige Haspeltemperatur vorzuziehen, was gegen eine Durchlaufglühung spräche. Hier wäre zu überlegen, inwieweit die steigenden Kosten beim Kaltwalzen durch eine erhöhte Härte des Materials den Kostenvorteil der Durchlaufglühung gegenüber der Haubenglühung kompensieren oder übersteigen.

Auch die Absenkung des α - γ -Phasenumwandlungsintervalls mit Kupfer, die zu einer Normalisierung statt einer Rekristallisation des Gefüges führen kann, spricht gegen eine Durchlaufglühung.

Aufgrund dieser beiden Überlegungen wurde für diese Arbeit die Haubenglühung vorgezogen.

7.2.2 Kaltwalzen

Die Gefügeausbildung nach dem Kaltwalzen ist in **Abb. 7.3** für ein mit 0,5 Gew.-% Kupfer legiertes Dünband dargestellt ($\vartheta = 1025^\circ\text{C}$, $\varphi = 0,37$). Die „gestreiften“ Körner hoher Versetzungsdichte und die „blanken“ Körner sind deutlich voneinander zu unterscheiden. Das Zulegieren von Kupfer bis 2,5 Gew.-% und von Zinn bis 0,1 Gew.-% hat keinen Einfluss auf das Kaltwalzgefüge.

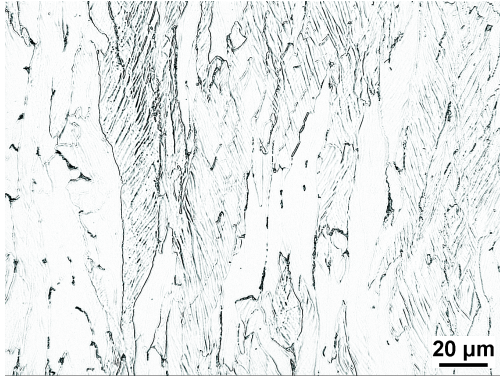


Abbildung 7.3: Gefüge des kaltgewalzten Warmbands (0,5 Gew.-% Cu; $\vartheta = 1025^\circ\text{C}$; $\varphi = 0,37$)

Texturuntersuchungen am kaltgewalzten Warmband zeigen keine Unterschiede für die verschiedenartigen vorausgehenden Warmwalz- und Haspelparameter. Eine Abhängigkeit der Textur von der Kupfer- und Zinnzugabe ist nicht festzustellen. **Abb. 7.9** zeigt eine typische Kaltwalztextur des Warmbands ($\vartheta = 1050^\circ\text{C}$; $\varphi = 0,35$). Es entsteht im Kaltband eine ausgeprägte γ -Faserbelegung. Auch die α -Faser ist im Bereich $\{100\} \langle 110 \rangle$ bis $\{111\} \langle 110 \rangle$ deutlich belegt (s. dazu Kap. 7.2.4).

Unabhängig von Warmumformgrad und -temperatur, Kupfer- und Zinngehalt wird für das kaltgewalzte nicht rekristallisierte Bandmaterial $r_m \approx 2$ und ein $\Delta r \approx -1$ aus den Texturdaten berechnet (s. dazu Kapitel 7.2.5.1).

7.2.3 Gefüge

Das ferritische Kaltbandgefüge wurde wie das ferritische Warmbandgefüge ausgewertet (s. Kapitel 6).

Kupfer- und zinnfreier Stahl Die Gefügeergebnisse haben eine vollständige Rekristallisation des kupferfreien Stahls gezeigt. Die Eigenschaften unterscheiden sich nicht wesentlich von Ergebnissen aus der konventionellen Herstellung von Tiefziehblechen gleicher Güte [108] und sind damit sehr zufriedenstellend.

Abb. 7.4a zeigt die typische Gefügeausbildung für haubengeglühtes Kaltband ($\vartheta = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\varphi = 0,35$). Die Homogenität des Gefüges ist nahezu vollständig unabhängig vom Warmwalzen. Das vollrekristallisierte Gefüge ist von perlenkettenartig aneinandergereihten Karbiden durchsetzt, welche die ehemaligen Korngrenzen des Verformungsgefüges säumen. Die Körner sind in Walzrichtung länglich als „pancake“-Gefüge ausgebildet.

Für nicht warmgewalztes Kaltband wird eine mittlere Korngröße von etwa $d_{\alpha} = 27\text{ }\mu\text{m}$ gefunden, s. **Abb. 7.5a**. Die Standardabweichung ist deutlich niedriger als für Warmband, obwohl die mittlere Korngröße dieselbe ist.

Mit Warmwalztemperaturen um $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ wird eine durchschnittliche Korngröße $d_{\alpha} = 24\text{ }\mu\text{m}$ gefunden. Mit niedrigen Warmwalztemperaturen im Austenitgebiet wird eine intensivere Kornfeinung im Warmband erzielt, wodurch die Kornform eher globular wird.

Aus niedrig interkritisch und ferritisch warmgewalztem Dünnband bildet sich nach der Rekristallisation ein ähnliches Gefüge wie für nicht warmgewalztes Dünnband nach der Rekristallisation.

Kupferlegierter Stahl Kupfer behindert deutlich die Rekristallisation, wie die **Abb. 7.4b** und **7.6** zeigen.

Für den Kupfergehalt von 0,5 Gew.-% läuft die Rekristallisation verschieden stark ab. In einigen Fällen findet eine stärkere Rekristallisation als in anderen Fällen statt, wobei keine systematische Abhängigkeit von der Warmwalztemperatur oder dem Warmwalzgrad festzustellen ist. Für die Stähle ohne Kupfer bzw. mit höheren Kupferkonzentrationen wird dies nicht deutlich.

Dies ist darauf zurückzuführen, dass diese Konzentration gerade im kritischen Bereich liegt, s. Abb. 7.6. Geringe Schwankungen der Kupferkonzentration oder der Glüh Temperatur können bereits einen deutlichen Einfluss nehmen. Eine leichte Erhöhung der Haubenglühtempertur (ca. $10\text{ }^{\circ}\text{C}$) könnte zu einer verbesserten Rekristallisation führen. Eine etwas verstärkte α -Faser wird dennoch festgestellt werden, da mit höheren Temperaturen die Rekristallisation auch in den „blanken“ Körnern vermehrt auftritt [77].

Der Verlauf der Korngröße in Abhängigkeit von der Warmwalztemperatur ($\varphi = 0,35$) ist für den rekristallisierten Stahl mit 0,5 Gew.-% Kupfer nicht sehr verschieden von dem Stahl ohne Kupfer, wie **Abb. 7.5b** zeigt. Die Korngröße

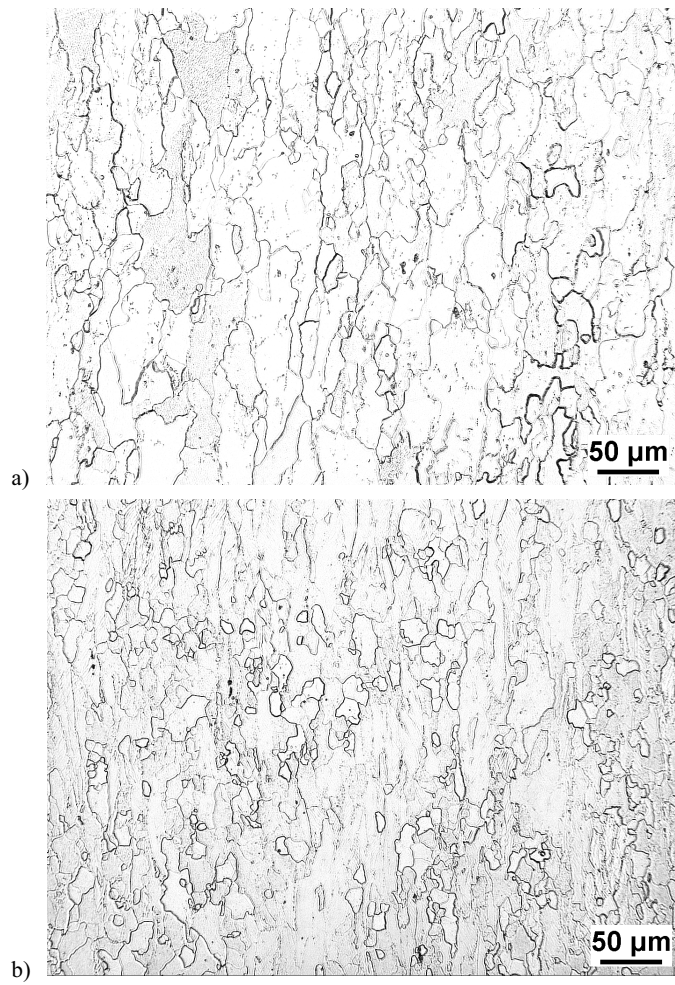


Abbildung 7.4: Gefüge des rekristallisierten Kaltbands ($\vartheta = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$; $\varphi = 0,35$): a) ohne Kupfer b) 0,8 Gew.-% Kupfer

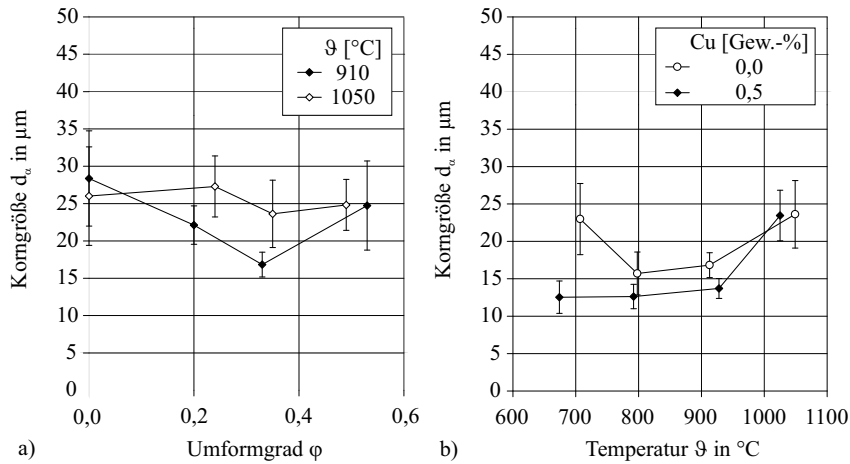


Abbildung 7.5: Korngröße des rekristallisierten Kaltbands in Abhängigkeit: a) des Umformgrads (ohne Kupfer) b) der Warmwalztemperatur ($\varphi = 0,35$)

ist nur unwesentlich niedriger und entspricht näherungsweise den aus [81] bekannten 20 % Abweichung. Eine Ausnahme bildet das Warmwalzen bei niedrigen Temperaturen um $\vartheta = 700^\circ\text{C}$. Das kupferlegierte Kaltband zeigt ein deutlich feineres Korn, was mit der Korngrößenbestimmung für das Warmband übereinstimmt. Auch hier wurde eine deutliche Kornfeinung für niedrige Warmwalztemperaturen gefunden, wenn der Stahl Kupfer enthielt und die γ - α -Phasenumwandlung zu niedrigeren Temperaturen hin verschoben war.

Die Ergebnisse zeigen deutlich eine stark zunehmende Korngröße und Standardabweichung bei hohen austenitischen Warmwalztemperaturen. Dieser Korngrößenunterschied trat im Warmband nicht auf. Betrachtet man in **Abb. 7.7** die Korngrößen in Abhängigkeit vom Kupfergehalt bei den Temperaturen $\vartheta = 980^\circ\text{C}$ und 1050°C ($\varphi = 0,35$), so zeigt sich die Unabhängigkeit vom Kupfergehalt.

Begründen ließe sich dieser Unterschied durch den Ausscheidungszustand der Karbide und Nitride, abhängig von der Warmwalztemperatur. Scheiden diese sich durch die starke Unterkühlung bei niedrigen Warmwalztemperaturen im Austenit verformungsinduziert aus, so sind sie sehr fein verteilt. Anschließend führen sie zu einem feinkörnigen Gefüge, da sie die Korngrenzenbewegung hemmen. Bei hohen Warmwalztemperaturen treten diese Ausscheidungen dagegen

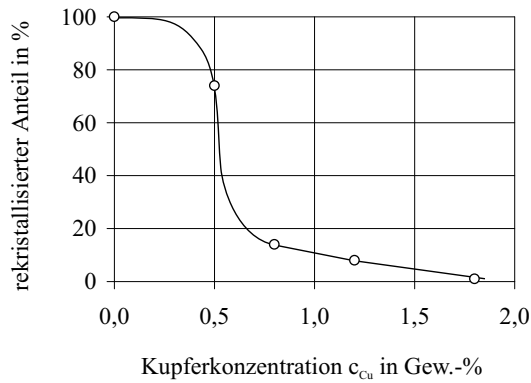


Abbildung 7.6: Rekristallisierter Anteil im Kaltband für verschiedene Kupfergehalte ($\vartheta = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\varphi = 0,35$)

erst während der Haubenglühung als gröbere weniger feinverteilte Teilchen auf.

Zinnlegierter Stahl Ein Einfluss von bis zu 0,1 Gew.-% Zinn auf die Gefügeausbildung oder die Korngröße konnte nicht festgestellt werden.

7.2.4 Textur

Die Textur der Bandproben wurde auf einem Siemens D500-Texturgoniometer bestimmt. Aus den gemessenen Daten wurde die Orientierungsverteilungsfunktion berechnet.

Für die meisten Bleche wurde die Textur in der Bandmittenebene gemessen. Zur Prüfung, ob diese Messungen auch repräsentativ für dezentrale Ebenen sind, wurden auch einige Messungen in der 0,7 Ebene der Bleche durchgeführt (Def.: 0 = Querschnittsmitte; 1 = Bandoberfläche). Ein Unterschied wurde in keinem Fall gefunden, d.h. die Textur ist über weite Teile der Banddicke gleich.

Kupfer- und zinnfreier Stahl Abb. 7.8 zeigt beispielhaft für das Warmwalzen (hier $\vartheta = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$), dass mit zunehmendem Warmumformgrad die Textur des haubengeglühten Kaltbandes verbessert wird. Durch die Warmumformung

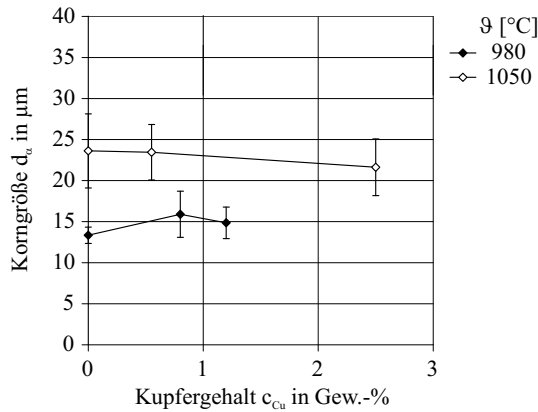


Abbildung 7.7: Korngröße des rekristallisierten Kaltbands ($\varphi = 0,35$)

lässt sich die Intensität der γ -Faser von etwa 4 – 5 für den Fall ohne Warmumformung auf 6 – 8 für einen Warmumformgrad $\varphi = 0,49$ anheben. Die Gosstexturkomponente $\{110\} \langle 001 \rangle$ wird durch das Warmwalzen mit zunehmendem Warmumformgrad vermindert. Vorteilhaft wirkt sich auf die Rekristallisation das feinere Korn im Warmband aus, da dadurch mehr Zwickel mit Kompatibilitätsproblemen nach dem Kaltwalzen existieren, welche die für die $\{111\}$ -orientierte Keimbildung notwendige Scherung erfahren [30].

Die Warmwalztemperatur nimmt kaum Einfluss auf die Textur. Eine Ausnahme bildet das Warmwalzen bei 800 °C. Die α -Faser ist auf Kosten der γ -Faser erhöht. Die Intensität der α -Faser ist dadurch etwa doppelt so hoch wie im Fall des Warmwalzens bei 1050 °C.

Ferritisches und interkritisches Warmwalzen führt nicht zur Verbesserung der Textur verglichen mit dem Kaltband aus ungewalztem Warmband.

Kupferlegierter Stahl Der Einfluss von Kupfer ist bereits bei 0,5 Gew.-% sehr von Nachteil für den Tiefziehstahl, s. **Abb. 7.9**. Die Rekristallisation wird erheblich gehemmt (s. Abb. 7.6), sodass die für das Tiefziehen notwendigen Textureigenschaften nicht eingestellt werden können. Die Textur unterscheidet sich mit zunehmendem Kupfergehalt weniger vom kaltgewalzten Warmband.

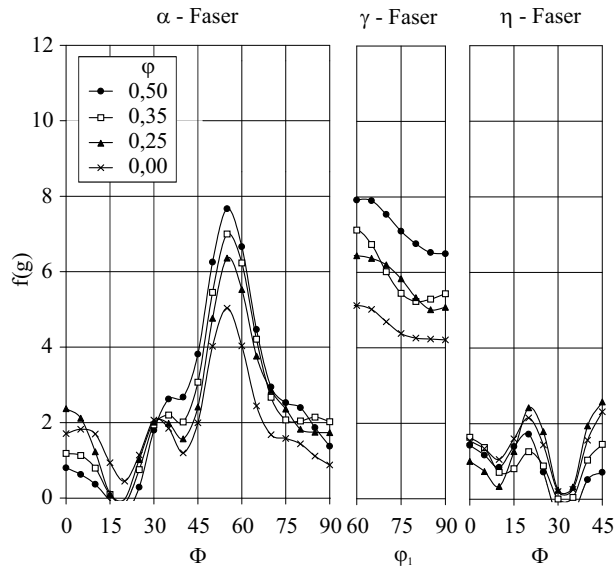


Abbildung 7.8: Textur bei verschiedenen Warmwalzgraden ($\vartheta = 1050^\circ \text{C}$)

D.h. die Reduzierung der α -Faser bei gleichzeitiger Stärkung der γ -Faser wird durch Kupfer behindert und bereits mit 1,8 Gew.-% Kupfer vollständig unterdrückt.

Weiterhin verstärkt Kupfer im nicht warmgewalzten Kaltband und im Kaltband, das im Ferritgebiet warmgewalzt wurde, die Gosstexturkomponente.

Zinnlegierter Stahl Zinn verstärkt geringfügig die γ -Faser und senkt die α -Faser selbst wenn Kupfer im Stahl enthalten ist. Nachteilig ist Zinn jedoch durch die deutliche Stärkung der Gosstexturkomponente und der η -Faser bei $\Phi = 17,5^\circ$.

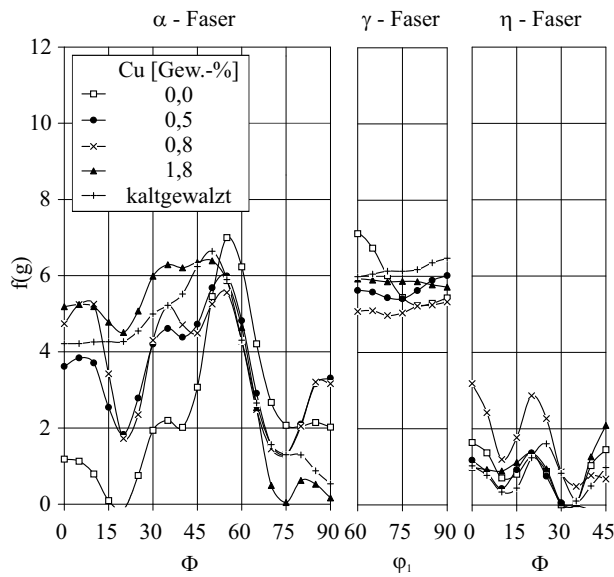


Abbildung 7.9: Textur für verschiedene Kupferkonzentrationen ($\varphi = 0,35$, $\vartheta = 1000$ - 1050°C)

7.2.5 Mechanische Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften des Kaltbands sind am besten anhand der DIN EN 10130 zu bewerten, welche die Bewertungskriterien und Anforderungen für kaltgewalzte Flacherzeugnisse aus weichen Stählen zum Kaltumformen betrifft. Auszüge aus der Norm zeigt **Tabelle 7.1**. Für Bandstücke einer Banddicke unter $0,7 \text{ mm}$ ist eine etwas weitere Toleranz für die Streckgrenze ($+ 20 \text{ N/mm}^2$) und Bruchdehnung ($- 2 \%$) zulässig. Zumeist ist das Kaltband, wenn es zuvor um $\varphi \geq 0,35$ warmumgeformt wurde, dünner.

7.2.5.1 Anisotropie

Mittels einer Software [109] auf der Basis des Taylor Modells können aus den im Goniometer bestimmten Texturdaten die mittlere senkrechte Anisotropie

Bezeichnung	R_e in $\frac{N}{mm^2}$ (max.)	R_m in $\frac{N}{mm^2}$	A_{80} in % (min.)
DC 01	280	270–410	28
DC 03	240	270–370	34
DC 04	210	270–350	38
DC 05	180	270–330	40
DC 06	180	270–350	38

Bezeichnung	r_{90} (min.)	n_{90} (min)
DC 01	–	–
DC 03	1,3	–
DC 04	1,6	0,180
DC 05	1,9	0,200
DC 06	1,8	0,220

Tabelle 7.1: Auszug aus der DIN EN 10130, betreffend kaltgewalzte Flacherzeugnisse aus weichen Stählen zum Kaltumformen

r_m sowie die planare Anisotropie Δr bestimmt werden. Die Ergebnisse sind der **Abb. 7.10** zu entnehmen.

Kupfer- und zinnfreier Stahl Für den fremdelementfreien Stahl wird eine sehr zufriedenstellende *mittlere senkrechte Anisotropie* r_m berechnet, wie **Abb. 7.10a** zeigt. Der r_m -Wert liegt für austenitische Warmwalztemperaturen oberhalb 900 °C um 2,4, sodass auch die höchsten Anforderungen an Tiefziehstähle erfüllt werden. Bei niedrigen Warmwalztemperaturen, insbesondere bei 800 °C, werden erheblich niedrigere Werte gefunden. **Abb. 7.10b** zeigt einen stetigen Anstieg des r_m -Werts bis zu einem Warmumformgrad von $\varphi = 0,3$. Darüber hinaus ist der r_m -Wert unabhängig vom Warmumformgrad.

Die *planare Anisotropie* Δr ist stets positiv. **Abb. 7.10a** zeigt ein minimales $\Delta r = 0,1$ bei 800 °C. Mit zunehmender Temperatur beim austenitischen Warmwalzen steigt die planare Anisotropie an. Bei der höchsten untersuchten Warmwalztemperatur von 1050 °C wird für einen Umformgrad von $\varphi = 0,35$ ein Δr von knapp 1 gemessen. **Abb. 7.10b** zeigt, dass ein zunehmender Warmumformgrad bis ungefähr $\varphi = 0,36$ zu einer Anhebung von Δr führt. Mit weiter steigendem Umformgrad nimmt Δr wieder rasch ab.

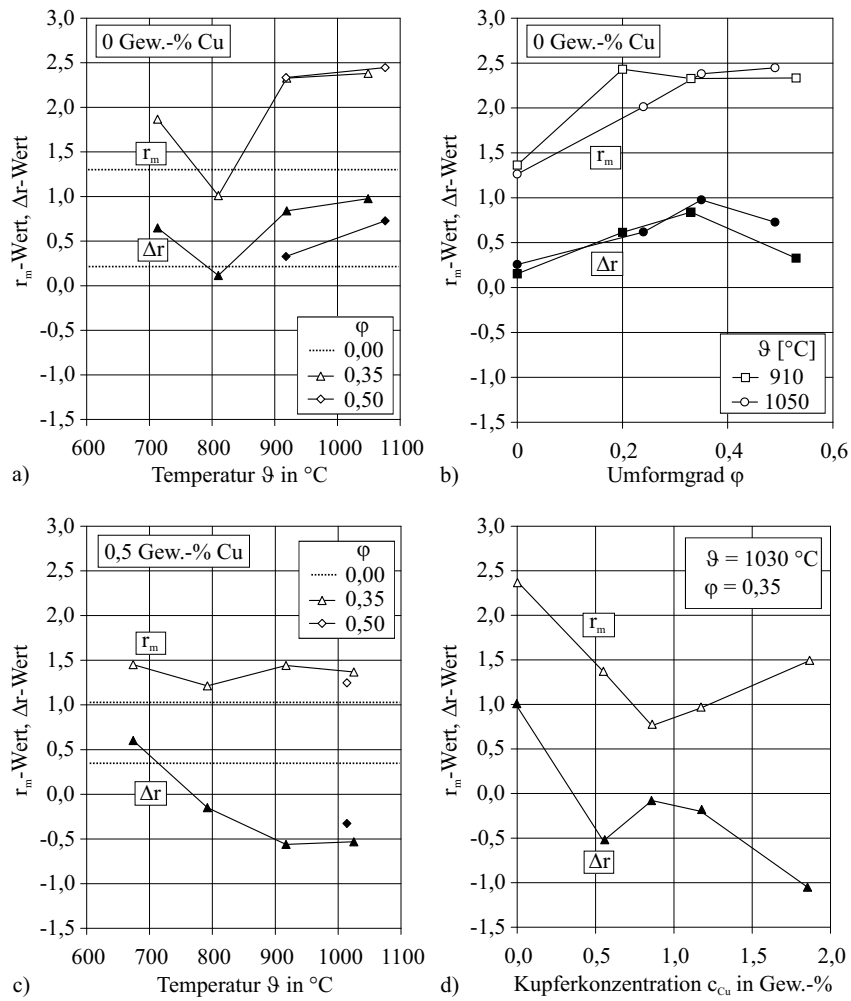


Abbildung 7.10: Mittlere senkrechte Anisotropie r_m und planare Anisotropie Δr , bestimmt aus den Texturmessungen

Die gemessenen Texturdaten (und die daraus berechneten Anisotropiewerte) zeigen, dass eine hohe Warmwalztemperatur von über 980 °C und ein Warmumformgrad von $\varphi = 0,2\text{--}0,3$ gewählt werden sollten.

Kupferlegierter Stahl Durch Kupfer wird die *mittlere senkrechte Anisotropie* r_m des Materials deutlich beeinflusst. Für den Fall von 0,5 Gew.-% Kupfer, dargestellt in **Abb. 7.10c**, liegt r_m stets im Bereich von 1,4, was gerade zur Erfüllung der Anforderung an den DC 03 genügt. Ein Minimum wird bei 0,8 Gew.-% Kupfer gefunden, s. **Abb. 7.10d**. Der r_m -Wert beträgt hier lediglich 0,8.

Für niedrige Warmwalztemperaturen unterscheiden sich die *planaren Anisotropiewerte* Δr des kupferfreien und des kupferhaltigen Stahls nicht. Mit steigender Warmwalztemperatur bis 900 °C nimmt Δr jedoch stetig, fast linear ab und erreicht den Wert -0,5. Für den Stahl mit 1,8 Gew.-% Kupfer ist der Δr -Wert mit -1,1 niedrig, s. Abb. 7.10d. Der für die Tiefziehbarkeit erwünschte Wert $\Delta r = 0$ wird ungefähr bei 770 °C erreicht.

Weshalb Kupfer die negative planare Anisotropie im austenitischen Temperaturbereich bewirkt ist nicht eindeutig klar. Es erscheint möglich, dass sie mit dem Warmwalzen zusammenhängt, da das Warmband stets auf die selbe Weise kaltgewalzt und geglüht wurde. Eine mögliche Begründung wäre eine Rekristallisationstextur, die für kupferfreies und kupferhaltiges Dünnband verschieden ist. Der Unterschied tritt jedoch nicht bei der Phasenumwandlung auf. Auf diese Weise wäre für niedrige ferritische Warmwalztemperaturen die planare Anisotropie unabhängig vom Kupfergehalt. Für austenitische Warmwalztemperaturen ist sie unterschiedlich. Im interkritischen Gefüge treten schließlich Körner mit beiden Texturorientierungen auf.

Zinnlegierter Stahl Ein Einfluss durch Zinn bis 0,1 Gew.-% wurde nicht gefunden.

Napfzugversuche Es wurden Napfzugversuche ergänzend zu den Texturmessungen zur Bewertung der planaren Anisotropie des Kaltbands ausgeführt. Wegen der geringen Bandbreite ($b = 65$ mm) musste als maximaler Rondendurchmesser 60 mm gewählt werden. Mit diesem Durchmesser war kein größeres Ziehverhältnis als 1,8 realisierbar, folglich konnte das maximale Napfziehverhältnis

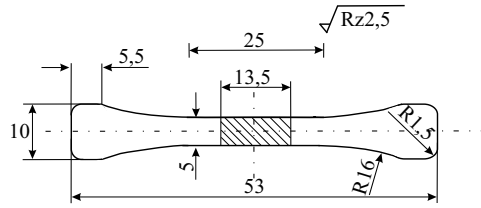


Abbildung 7.11: Abmessungen der verwendeten Zugproben angelehnt an die DIN EN 10002 (Maße in mm)

nicht bestimmt werden. Die mit „Iloform“ eingeöhlten Napfzugproben wurden mit einer Stempelgeschwindigkeit von 23 mm/min gezogen.

Die Ergebnisse stimmen gut mit denen aus den Texturdaten überein. Für das kupferfreie Dünnband wird jedoch das Minimum der positiven planaren Anisotropie bei etwas höheren Temperaturen (ca. 920 °C) gefunden. Für das kupferhaltige Band wird der Wechsel von einer positiven zu einer negativen planaren Anisotropie mit zunehmender Warmwalztemperatur bestätigt. Höhere Kupfergehalte senken die negative planare Anisotropie beim Warmwalzen des Austenits kontinuierlich ab. In den Napfzugversuchen wurde kein Einfluss für Zinn bis 0,1 Gew.-% gefunden.

7.2.5.2 Zugversuche

Die begrenzte Breite des Bandes machte es notwendig, für die Zugversuche eine abgewandelte Probengeometrie zu verwenden, die sich etwas von der DIN EN 10002 unterscheidet. Die Dimensionen der verwendeten Zugproben sind der **Abb. 7.11** zu entnehmen. Die mittlere, von der Gießdicke und von dem Warmumformgrad abhängige Kaltbanddicke beträgt 0,7 mm. Es wurden aus jedem Bandstück funkenerosiv je drei Proben pro Orientierung (0°, 45° und 90° zur Gießrichtung) herausgeschnitten und bis zum Bruch gedehnt. Eine Zwick/Roell Z100 diente als Zugmaschine.

Abb. 7.12 zeigt die gemittelten mechanischen Eigenschaften inklusive der Standardabweichung von Kaltband mit unterschiedlichen Kupfergehalten und Warmwalzparametern. Die Zugversuche zeigen keinen Einfluss des Kupfers bis 0,8 Gew.-%. Da die Messreihe für 0,8 Gew.-% Kupfer am vollständigsten ist, wird diese dargestellt.

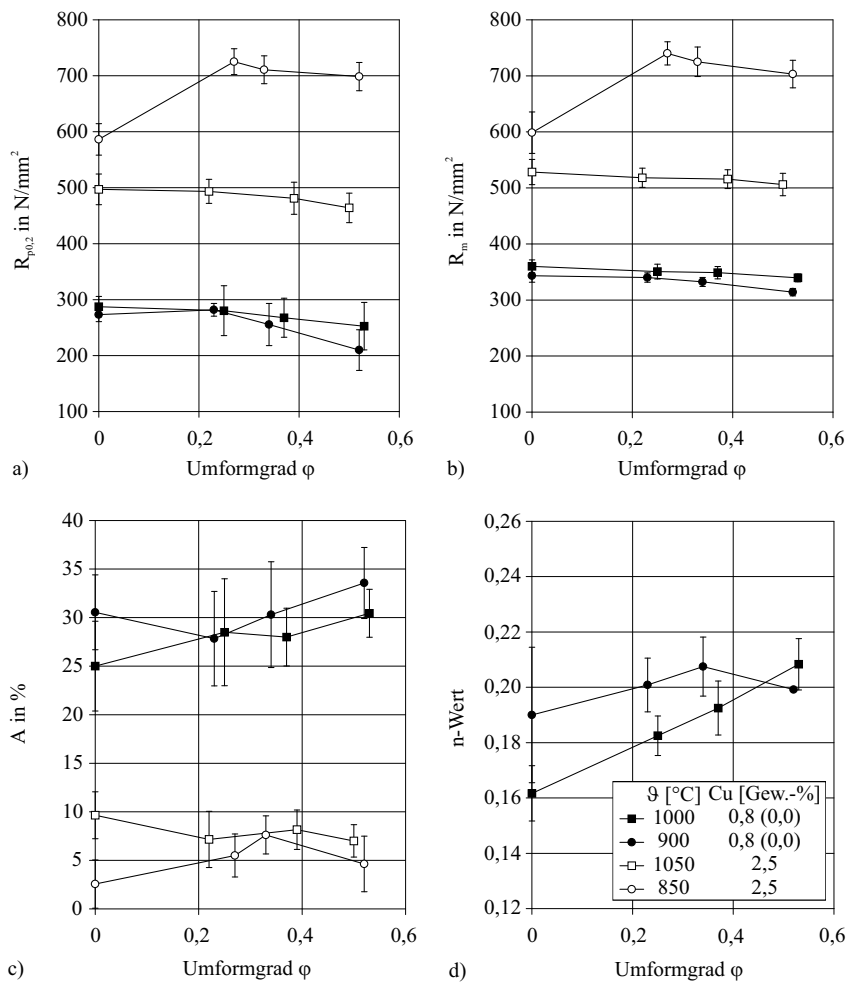


Abbildung 7.12: Mechanische Eigenschaften aus den Zugversuchen für warmgewalztes Kaltband mit verschiedenen Kupfergehalten

Kupfer- und zinnfreier Stahl Für die *Streckgrenze* $R_{p0,2}$, gezeigt in **Abb. 7.12a**, werden Werte um 280 N/mm^2 gefunden, die mit einem Umformgrad oberhalb $\varphi = 0,30$ leicht abfallen. Dieser Umformgrad ist notwendig, damit die Streckgrenze die Norm des DC 03 erfüllt. Für einen Umformgrad von $\varphi = 0,52$ wird bei einer Warmumformtemperatur von 900°C sogar die maximal zulässige Streckgrenze von 210 N/mm^2 des DC 04 erreicht.

Zur Reduzierung der Lüdersdehnung von 4 % ist ein Dressierwalzen vor dem Tiefziehen notwendig.

Die maximale *Zugfestigkeit* R_m , gezeigt in **Abb. 7.12b**, liegt bei rund 350 N/mm^2 und ist nahezu unabhängig von den Warmwalzparametern. Sie erfüllt mit Umformung $\varphi > 0,4$ die Norm des DC 04.

Die *Bruchdehnung* A , gezeigt in **Abb. 7.12c**, wird durch einen hohen Warmumformgrad verbessert. Zwar wird die Norm des DC 01 nahezu unabhängig vom Warmumformgrad und der Umformtemperatur erreicht, aber die Norm des DC 03 mit einer geforderten Bruchdehnung von 32 % zeigt hier die Obergrenze des untersuchten Tiefziehstahls auf. Offensichtlich kommt, besonders bei der Bruchdehnung, die mangelhafte Oberflächenqualität zur Wirkung.

Die *Gleichmaßdehnung* A_g liegt bei etwa 15 – 20 %.

Der *n-Wert*, gezeigt in **Abb. 7.12d**, nimmt mit dem Warmumformgrad stetig zu; er erreicht bei $\varphi = 0,52$ Werte oberhalb 0,2 und erfüllt damit die Norm des DC 05. Insbesondere für niedrige austenitische Warmwalztemperaturen wird ein hoher n-Wert gemessen.

Trotz der hohen Riss Häufigkeit auf dem erzeugten Dünnband (s. Kap. 6.2.2) konnten gute Ergebnisse in den Zugversuchen für das Endprodukt ohne Kupfer und Zinn ermittelt werden. Sie erfüllen oberhalb des Umformgrads $\varphi = 0,30$ die Anforderungen für die Tiefziehgüte DC 03. Mit besonders hohen Umformgraden $\varphi \geq 0,50$ können sogar z.T. die Anforderungen für die Tiefziehgüte DC 04 erfüllt werden. Bereits durch Vermeidung der Oberflächenrisse und durch Verwendung der normgerechten wesentlich größeren Zugprobengeometrien sollten höhere Anforderungen gut erfüllbar sein.

Kupferlegierter Stahl Oberhalb des Kupfergehalts von 0,8 Gew.-% werden die Festigkeits- und Dehnungseigenschaften stark zum Nachteil der Tiefziehbarkeit verändert.

Für das Kaltband mit 2,5 Gew.-% Kupfer wird eine deutliche Abhängigkeit der Streckgrenze von den Warmwalzparametern gefunden. Die Streckgrenze wird beim Warmwalzen bei 1050 °C durch den höheren Kupferanteil von rund 280 N/mm² auf etwa 490 N/mm² gesteigert. Beim Warmwalzen bei 850 °C wird eine maximale Streckgrenze von 700 N/mm² gemessen. Die Lüdersdehnung ist nicht zu erkennen, da das Streckgrenzenverhältnis nahezu 1 beträgt. Die Bruchdehnung liegt deutlich unter 10 %.

Mit steigender Kupferkonzentration nimmt der n-Wert deutlich ab. Bei einer Kupferkonzentration von 1,2 Gew.-% beträgt er bei mittleren Warmumformgraden nur noch 0,13.

Die wesentlich höhere Streckgrenze für niedrige Warmwalztemperaturen im Austenit lässt darauf schließen, dass die Warmwalztemperatur den Ausscheidungszustand des Kupfers beeinflusst. Bei niedrigen Warmwalztemperaturen im Austenit scheidet sich das Kupfer feiner aus. Die Ausscheidungshärtung fließt als additiver Anteil in die Fließgrenze ein, wobei dieser Anteil linear mit sinkendem Abstand zwischen den inkohärenten Ausscheidungen zunimmt [110]. Da bei niedrigen Warmwalztemperaturen im Austenit ein feineres Kaltbandgefüge erzeugt wird (s. auch Kapitel 7.2.3), liegt es nahe, dass mit der höheren Anzahl verfügbarer Keimbildungsstellen die Kupferausscheidungen feiner verteilt sind, wodurch der Abstand zwischen den Ausscheidungsteilchen geringer ist. Nach der Hall-Petch-Gleichung ($\Delta\sigma_{KG} = k \cdot d^{-0,5}$) würde zwar auch die Kornfeinung zu einer Erhöhung der Streckgrenze führen, jedoch müsste diese auch für den kupferfreien Stahl beobachtet werden, was nicht der Fall ist.

Zinnlegierter Stahl Zinn bis 0,1 Gew.-% zeigte sich auch hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften neutral, was in gutem Einklang mit der Literatur [90, 91] steht. Die Senkung der Bruchdehnung um 0,5 % je 0,01 Gew.-% Zinn konnte jedoch nicht bestätigt werden. Es wurde tendenziell eher eine Verbesserung gefunden.

8 Zusammenfassende Diskussion

Die vorliegende Dissertation erweitert das Verständnis der grundlegenden Vorgänge und die Kenntnisse des Einflusses des direkten Warmwalzens von Dünnband aus Tiefziehstählen. Daraus resultieren Vorschläge für den effizienten Einsatz des direkten Warmwalzens unter der besonderen Berücksichtigung der Wirkung der durch den Stahlschrott eingebrachten Elemente Kupfer und Zinn. Eine tabellarische Zusammenfassung der Ergebnisse und ihre Bewertung ist **Tab. 8.1** zu entnehmen.

Das direkte *Warmwalzen von Dünnband ohne Kupfer- und Zinnzusätze* bietet ein neues Potential für die Verbesserung der Materialeigenschaften. Die höchste untersuchte Warmwalztemperatur von 1050 °C zeigt gute Ergebnisse und gewährleistet niedrige Warmwalzkräfte. Das Warmband weist ein homogenes polygonales Gefüge mit einer Korngröße um 27 μm auf. Durch Kaltwalzen und Rekristallisationsglühen wird ein „pancake“-Gefüge gleicher Korngröße erzeugt.

Die mechanischen Eigenschaften werden durch Warmumformung im Austenit verbessert, womit die Qualitätsanforderung des DC 03 erfüllt wird. Mit einer höheren Oberflächenqualität des gegossenen Dünnbands (weniger Risse) und damit höheren Bruchdehnung können die Anforderungen des DC 04 erfüllt werden. Die Warmumformung mit $\varphi = 0,30$ ist ebenfalls für die Ausbildung einer geeigneten Warmwalztextur bzw. der nachfolgenden Kaltwalz- und Primärrekristallisationstextur mit ausgeprägter γ -Faser vorteilhaft. So werden hohe r_m -Werte erzielt, welche die Norm des DC 05 erfüllen, und die mit steigendem Umformgrad zunehmende planare Anisotropie Δr wird minimiert.

Warmwalzen im interkritischen Bereich führt zu starken Gefügeinhomogenitäten und unerwünschten Materialeigenschaften. Warmwalzen im Ferritgebiet ist für Dünnband nicht geeignet, da die tiefen γ - α -Phasenumwandlungstemperaturen (784–645 °C) zu hohen Walzkräften führen.

Kupfer kann im Stahl *Lötbruch bei hohen Oxidationstemperaturen* bewirken. Ein zusätzlicher Gehalt an Zinn kann diesen Effekt verstärken. Im gemeinsamen EGKS-Projekt 7210-PR 276 wurde dazu vom Swedish Institute for Metals Research eine umfangreiche Messreihe an LC-Stahl (0,1 Gew.-% Si) durchgeführt.

Diese Messergebnisse werden zusammen mit Literaturerkenntnissen zur Erstellung eines physikalischen Modells verwendet. Dies erlaubt, in Abhängigkeit von der vergossenen Banddicke (Abkühlrate) und dem Sauerstoffpartialdruck (Oxidationsmechanismen und -geschwindigkeit) eine obere Grenze der Kupferkonzentration zu ermitteln.

Hohe Abkühlraten, wie diese beispielsweise beim Dünnband auftreten, erlauben erhöhte Kupfergehalte. Bis zu einer Banddicke von 5 mm lässt sich die Kupferobergrenze durch $c_0 = 32,3 \cdot d_{Cu} / (d_B \cdot p_{O_2})$ abschätzen. In einem 2 mm Dünnband können etwa 0,7 Gew.-% Kupfer enthalten sein, ohne dass Risstiefen größer 0,2 mm durch Lötbruch auftreten. Damit liegt für das Dünnband die maximale Kupferkonzentration deutlich über den üblichen Gehalten von 0,3 Gew.-%. Eine weitere Verbesserung ist durch eine Inertgasatmosphäre möglich. Zinn zeigt bei den kurzen Oxidationszeiten des Dünnbandes keinen Einfluss, was auf dessen hohe Diffusionsgeschwindigkeit im Stahl zurückzuführen ist.

Kupfergehalte im Warmband haben einen geringen Einfluss auf die Gefügeausbildung. Die Warmwalzkräfte werden durch Kupfer und Zinn nicht beeinflusst, aber sie bewirken ein Duktilitätsminimum unterhalb 900 °C. Die γ - α -Phasenumwandlungstemperatur wird durch Kupfer um etwa 60 °C je Gew.-% gesenkt.

Deutliche Wirkungen zeigen *Kupfergehalte* von 0,5 Gew.-% im Kaltband. Hier wird die Primärrekristallisation gehemmt und die Textur- und Anisotropieeigenschaften negativ beeinflusst. Oberhalb der Kupferkonzentration von 0,8 Gew.-% erfolgt ein signifikanter Anstieg der Festigkeitswerte bei starker Abnahme der Duktilität. Diese Einflüsse sind durch Kupferausscheidungen erklärbar. Daraus wird gefolgert, dass die Rekristallisationskinetik durch eine Erhöhung der Haubenglühtemperatur bevorzugt abläuft.

Für höher kupferhaltige Stähle ist die klassische Route zur Herstellung von Tiefziehstählen nicht geeignet. Es sind jedoch neue Stahlprodukte möglich, wenn die Vorteile der schnellen Abkühlung der Dünnbänder genutzt werden. So berechnet sich nach [81] für die Luftabkühlung eines 2 mm dicken Dünnbands eine maximal in Lösung verbleibende Kupfermenge von etwa 1 Gew.-%. Solange das Kupfer im Eisenmischkristall gelöst ist, kann das Dünnband gut verformt werden. Eine geeignete Anlassglühung erlaubt eine gezielte Einstellung der Eigenschaften. Mit der raschen Abkühlung kann ein Martensitgefüge mit vielseitigen Nachbehandlungsmöglichkeiten erzeugt werden.

Zinngehalte bis 0,1 Gew.-% im Warm- und Kaltband üben keinen nennenswerten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften aus.

	Umformgrad			Umformtemp.			Cu			Sn
	0	0,35	0,5	au	in	fe	0,5	0,8	1,6	0,03
Lötbr.	?	?	?	?	0	0	0	–	–	0
γ - α	784-645	?	P	+15	+25	0		-60/%		+19
Wrmdk.	0	P	?	0	0	0	–	–	–	–
k_{fm}		0	0	+	–	–	0	0	0	0
Makrsg.	0	?	?	?	?	?	–	–	–	–
<i>Warmbandgefüge</i>										
Homog.	wid.	+	+	+	–	0	0	0	–	0
Korngr.	27	+	+	+	+	0	0	0	0	0
Haspel	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
Rekrst.	0	0	0	0	0	0	–	–	–	0
<i>Kaltbandgefüge</i>										
Homog.	poly.	+	+	0	0	0	–	–	–	0
Korngr.	27	0	0	0	–	0	0	0	0	0
<i>Textur</i>										
α -Fas.	0	+	+	0	–	0	–	–	–	+
γ -Fas.	0	+	++	0	–	0	–	–	–	+
η -Fas.	0	0	+	0	–	0	–	–	–	–
<i>Mechanische Eigenschaften</i>										
$R_{p0,2}$	–	0	+	0	0	?	0	0	–	0
R_m	0	+	+	0	0	?	0	0	–	0
A	–	0	0	0	0	?	0	0	–	0
n	0	+	+	0	0	?	0	0	–	0
r_m	0	++	++	++	–	+	–	–	–	0
Δr	0	–	–	–	0	–	+-	+-	+-	0

au austenitisch, **in** interkritisch, **fe** ferritisch, **?** unbekannt

++ sehr gut, + gut, 0 neutral, – schlecht, – – sehr schlecht, +- Temperaturabh.

P untersuchter Parameter, **wid.** widmannstättensches Gef., **poly.** polygonales Gef.

alle Angaben in: **Gew.-%**, **°C** und **μm**

Tabelle 8.1: Qualitative Bewertung der Ergebnisse von gegossenem Dünnband der Qualität DC04 mit Kupfer- und Zinngehalten auf die Behandlung, Mikrostruktur, Textur und mechanischen Eigenschaften

Literaturverzeichnis

- [1] *Innovative Technologie für die Stahl- und NE-Metall-Industrie.* SMS DEMAG AG
- [2] SPITZER, K.-H. ; RÜPPEL, F. ; VISCOROVA, R. ; SCHOLZ, R. ; KROOS, J. ; FLAXA, V.: Direct strip casting (DSC) – an option for the production of new steel grades. In: *Steel Research* 74 (2003), S. 724–731
- [3] BÜCHNER, A.R. ; TACKE, K.-H.: Grundlagenuntersuchungen zum Zweirollen-Gießverfahren am Max-Planck-Institut für Eisenforschung. In: *Stahl und Eisen* 117 (1997), Nr. 8, S. 47–55
- [4] FROMMEYER, G.: Technologien der raschen Erstarrung zur Erzeugung hochwertiger Stähle. In: *Stahl und Eisen* 108 (1988), Nr. 9, S. 40–48
- [5] STEFFEN, R. ; TACKE, K.-H.: Stand des Bandgießens von Stahl. In: *Stahl und Eisen* 119 (1999), Nr. 6/7, S. 129–132
- [6] Kap. Sources of trace impurities in metals In: NUTTING, J.R.: *Impurities in Engineering Materials.* Marcel Dekker, Inc., 1999, S. 28
- [7] MELFORD, D.A.: Influence of antimony and arsenic on surface hot shortness in copper-containing mild steels. In: *Journal of The Iron and Steel Institute* 204 (1966), S. 495–496
- [8] TOMITZ, A.: *Optimierung der Prozessparameter zur Erhöhung der Produktqualität von Tiefziehstählen beim Warmwalzen im Ferritgebiet,* RWTH-Aachen, Diss., 1999
- [9] DIN-EN-10130: Kaltgewalzte Flacherzeugnisse aus weichen Stählen zum Kaltumformen. (1991), März
- [10] MEYER, L. (Hrsg.): *Optimierung der Werkstoffeigenschaften bei der Herstellung von Warmband und Kaltband aus Stahl.* Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf, 1988

- [11] GOTTSTEIN, G.: *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*. Springer-Verlag, 1998
- [12] GROSSTERLINDEN, R. ; IMLAU, K.-P. ; LOTTER, U. ; REIP, C.-P.: Possible influences on textures in unalloyed steels and their effects on steel properties. In: *Steel Research* 67 (1996), Nr. 10, S. 456–463
- [13] GUDENAU, H.W.: *Metallurgie*. 1997
- [14] BRUNS, H. ; KASPAR, R.: Verbesserung von Gefüge und mechanischen Eigenschaften durch thermomechanische Behandlung beim Direkteinsatz dünner Brammen aus Stahl / EGKS. – Forschungsbericht
- [15] ALBEDYHL, M. ; SCHUSTER, I.: Die CSP-Technologie und ihre vorteilhafte Nutzung bei der Herstellung bestimmter Werkstoffgruppen. In: *11. Aachener Stahlkolloquium*, IEHK und IBF der RWTH-Aachen, 1996, S. 225–226
- [16] HERMAN, J.C. ; LEROY, V.: New possibilities of the ferritic hot rolling applied to low carbon steels. In: *Technical Developments in Continuous Casting and Hot Rolling*, International Iron and Steel Institute, May 1997, S. 27–41
- [17] LEROY, V. ; DE PAEPE, A. ; HERMAN, J.C.: Ferritic hot rolling of thin gauge hot strips: processing and properties. In: *Modern LC and ULC Sheet Steels for Cold Forming: Processing and Properties* Bd. 1 Institute for Ferrous Metallurgy Aachen, 1998, S. 51–60
- [18] ELSNER, A. ; KASPAR, R.: Deep-drawable steel strip produced by ferritic rolling. In: *Materials Science Forum*, Trans Tech Publications, Switzerland, 2003, S. 1349–1354
- [19] GROSSHEIM, H.: Simulation der Warmumformung von ULC-Stählen im Ferritgebiet. In: *11. Aachener Stahlkolloquium*, IEHK und IBF der RWTH-Aachen, 1996, S. 225–226
- [20] DEGNER, M. ; MAUK, P.-J. ; PALKOWSKI, H. ; SCHMITZ, H.-P.: Entwicklungen bei der Warmumformung im Ferritgebiet. In: *Stahl und Eisen* 4 (2002), S. 59–62
- [21] BODIN, A. ; SIETSMA, J. ; VAN DER ZWAAG, S.: Texture and microstructure development during intercritical rolling of low-carbon steels. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 33A (2002), S. 1589–1603

- [22] VAN HOUTTE, P.: Deformation textures. In: *Directional Properties of Materials*, DGM Informationsgesellschaft mbH, 1988
- [23] BLECK, W. ; GROSSTERLINDEN, R. ; LOTTER, U. ; REIP, C.-P.: Textures in steel sheets. In: *Steel Research* 62 (1991), Nr. 12, S. 580–586
- [24] RAY, R.K. ; JONAS, J.J.: Transformation textures in steels. In: *International Materials Reviews* 35 (1990), Nr. 1, S. 1–36
- [25] PLUTKA, B. ; HOUGARDY, H.: Systematische Untersuchungen des Einflusses von interstitiell gelösten Elementen, des Warmwalzens und der Bedingungen für die primäre Rekristallisation auf die Entwicklung von Tiefziehstählen / EGKS. Luxemburg, 1997 (EUR 16076). – Forschungsbericht
- [26] CHOI, J.-K. ; SEO, D.-H. ; LEE, J.-S. ; UM, K.-K. ; WOO, W.-Y.: Formation of ultrafine ferrite by strain-induced dynamic transformation in plain low carbon steel. In: *ISIJ International* 43 (2003), Nr. 5, S. 746–754
- [27] YANG, Z. ; WANG, R.: Formation of ultra-fine grain structure of plain low carbon steel through deformation induced ferrite transformation. In: *ISIJ International* 43 (2003), Nr. 5, S. 761–766
- [28] VODOPIVEC, F. ; GABROVSEK, M. ; ZVOKELJ, J.: Effects of finish-rolling temperature and carbon content on microstructure and mechanical anisotropy of 0,04~0,13 % C steels. In: *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan* 28 (1988), S. 117–124
- [29] LANGNER, H. ; BLECK, W. ; GREISERT, C.: Metallurgical aspects of ferritic hot rolling. In: *Modern LC and ULC Sheet Steels for Cold Forming: Processing and Properties* Bd. 2 Institute for Ferrous Metallurgy Aachen, 1998, S. 301–312
- [30] VON SCHLIPPENBACH, U.: *Entwicklung von Textur und Mikrostruktur beim Kaltwalzen und Rekristallisieren von Tiefziehstählen*, Max-Planck-Institut für Eisenforschung, Diss., 1987
- [31] HÖLSCHER, M. ; RAABE, D. ; LÜCKE, K.: Rolling and recrystallization textures of bcc steels. In: *Steel Research* 62 (1991), Nr. 12, S. 567–575
- [32] BLECK, W. ; MÜSCHENBORN, W. ; MEYER, L.: Recrystallization and mechanical properties of microalloyed cold-rolled steel. In: *Steel Research* 59 (1988), Nr. 8, S. 344–351

- [33] LANG, C. ; STICH, G. ; MEYER, L.: Verbesserung der Eigenschaften von Warmbreitband aus weichem unlegiertem Stahl. In: *Stahl und Eisen* 106 (1986), Nr. 3, S. 68–74
- [34] SEBALD, R. ; BECKERS, B. ; GOTTSTEIN, G. ; KIM, G.-S. ; KWON, O.J. ; CHOI, W.: Effect of friction on texture evolution in ferritic warm rolled IF steel. In: *Modern LC and ULC Sheet Steels for Cold Forming: Processing and Properties* Bd. 2 Institute for Ferrous Metallurgy Aachen, 1998, S. 363–370
- [35] MATSUOKA, H. ; OSAWA, K. ; ONO, M. ; OHMURA, M.: Influence of Cu and Sn on Hot ductility of steels with various C content. In: *ISIJ International* 37 (1997), Nr. 3, S. 255–262
- [36] ANONYM. *Eurostrip — The process inside — Process description*. <http://www.eurostrip.info>. November 2002
- [37] HEHL, B.: *Untersuchungen zu Bandentstehung und Gefügeausbildung bei Zwei-Rollen-Verfahren am Beispiel dünner Bänder*, RWTH-Aachen, Diss., 1993
- [38] MUKUNTHAN, K. ; STREZOV, L. ; MAHAPATRA, R. ; BLEJDE, W.: Evolution of microstructures and product opportunities in low carbon steel strip casting. In: IRONS, G.A. (Hrsg.) ; CRAMB, A.W. (Hrsg.): *The Brimacombe Memorial Symposium*, MetSoc, 2000, S. 421–437
- [39] RUDOLPHI, U.: *Beitrag zur Beurteilung der Qualität von direkt gegossenen Stahlbändern, hergestellt nach dem Zweirollen-Bandgießverfahren*, RWTH-Aachen, Diss., 1998
- [40] WECHSLER, R. ; CAMPBELL, P.: The castrip plant at nucor - bringing the environmentally friendly micro mill of the future to the present. In: *SEAIQ Quarterly* 31.3 (2002), September, S. 19–38
- [41] BÜCHNER, A. ; SCHMITZ, J.W.: Thin strip casting of steel with a twin-roll caster — discussion of product defects of ≈ 1 mm–Fe6%Si–strips. In: *steel research* 63 (1992), Nr. 1, S. 7–11
- [42] SHIANG, L.-T. ; WRAY, P.J.: The microstructures of strip-cast low-carbon steels and their respons to thermal processing. In: *Metallurgical Transactions A* 20A (1989), S. 1191–1198

- [43] GIRGENSOHN, A.: *Eigenschaften von Stahlbändern, vergossen nach dem Zweirollengießverfahren*, TU Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig, Diss., 1998
- [44] BANERJEE, K. ; ROLLETT, A.D.: Microstructure and crystallization texture of a low-carbon strip cast steel. In: *Iron and Steel Maker* 30 (2003), Nr. 6, S. 62–68
- [45] GUTHRIE, R.I.L. ; ISAC, M.: Steel strips in the context of near net shape casting production. In: *steel research* 70 (1999), Nr. 8+9, S. 343–348
- [46] LEGRAND, H. ; ALBRECHT-FRÜH, U. ; FLICK, A.: Status and application of the Eurostrip casting process. In: DR.PRICE, D.J. (Hrsg.) ; SCHOLE, P.H. (Hrsg.) ; WITHERALL, R. (Hrsg.) ; CREE, A. (Hrsg.) ; KIEU, K. (Hrsg.): *Millenium Steel 2002*, Millenium Steel Publishing, 2002, S. 140–145
- [47] LEGRAND, H. ; ALBRECHT-FRÜH, U. ; FLICK, A.: Eurostrip - a quantum leap for hot band production via the strip casting technology. In: *Steelmaking Conference proceedings*, 2002, S. 211–223
- [48] BLEJDE, W. ; MAHAPATRA, R.: Development of low carbon thin strip production capability at project 'M'. In: *Iron and Steelmaker* Vol.27 (2002), April, Nr. 4, S. 29–33
- [49] ZOERCHER, H.: Stand der Elektrostahlerzeugung in Deutschland. In: *Stahl und Eisen* 114 (1994), Nr. 4, S. 75–79
- [50] LEE, J.: *Kupferproblematik beim schrottschmelzen*, RWTH-Aachen, Diss., 1997
- [51] AMELING, D.: Stand und zukünftige Entwicklung in der Elektrostahlerzeugung. In: *Stahl und Eisen* 120 (2000), Nr. 6, S. 51–56
- [52] JANKE, D. ; SAVOV, L.: Recycling of scrap in steelmaking on view of the tramp element problem, *Stahl und Eisen*, 1997, S. 41 – 58
- [53] BIRAT, J.P.: Scrap as a sustainable resource of iron units for the future. In: *Stahl und Eisen* 123 (2003), Nr. 5, S. 51–57
- [54] CORNELIUS, H. (Hrsg.): *Kupfer im technischen Eisen*. Springer, 1940

- [55] SALTER, W.J.M.: Effects of alloying elements on solubility and surface energy of copper in mild steel. In: *Journal of the Iron and Steel Institute* 204 (1966), Oktober, S. 478–488
- [56] NICHOLSON, A. ; MURRAY, J.D.: Surface hot shortness in low-carbon steel. In: *Journal of the Iron and Steel Institute* 203 (1965), Oktober, S. 1007–1018
- [57] KAJITANI, T. ; WAKOH, M. ; TOKUMITSU, N. ; OGIBAYASHI, S. ; MIZOGUCHI, S.: Influence of heating temperature and strain on surface crack in carbon steel induced by residual copper. In: *Tetsu-to-Hagane* 81 (1995), Nr. 3, S. 29–34
- [58] COPELAND, M.I.: Reducing surface hot shortness of copper steels by using silicon additions and controlled reheating conditions / Bureau of Mines. 1974 (RI 7936). – Forschungsbericht. – 1–20 S
- [59] SAVAGE, W.F. ; NIPPES, E.F. ; MUSHALA, M.C.: Copper-contamination cracking in the weld heat-affected zone. In: *Welding Journal* 57 (1978), May, Nr. 5, S. 145–152
- [60] KOHSAKA, Y. ; OUCHI, C.: Hot shortness of copper bearing high strength low alloy steels. In: *Copper in Steel* Bd. 23, 1983, S. 9.1–9.25
- [61] IMAI, N. ; KOMATSUBARA, N. ; KUNISHIGE, K.: Effect of Cu, Sn and Ni on hot workability of hot-rolled mild steel. In: *ISIJ International* 37 (1997), Nr. 3, S. 217–223
- [62] IMAI, N. ; KOMATSUBARA, N. ; KUNISHIGE, K.: Effect of Cu and Ni on hot workability of hot-rolled mild steel. In: *ISIJ International* 37 (1997), Nr. 3, S. 224–231
- [63] VDEH (Hrsg.): *Schlackenatlas*. Verlag Stahleisen m.b.H. Düsseldorf, 1981
- [64] COUTSOURADIS, D. ; LEROY, V. ; GREDAY, T. ; LECOMTE-BECKER, J.: Review of hot shortness problems in copper containing steels. In: *Copper in Steel* Bd. 23, 1983, S. 7.1–7.24
- [65] MENZIES, A. ; TOMLINSON, W.J.: Oxidation of an Fe-2,29%Ni alloy in carbon dioxide at 600–1000 °C. In: *Journal of the Iron and Steel Institute* 204 (1966), S. 1239–1252

-
- [66] STEPHENSON, E.T.: Effect of recycling on residuals, processing, and properties of carbon and low-alloy steels. In: *Metallurgical Transactions A* 14A (1983), S. 343–353
- [67] COPELAND, M.I. ; KELLEY, J.E.: Reducing surface hot shortness of copper-bearing steels / Bureau of Mines. 1972 (RI 7682). – Forschungsbericht. – 1–20 S
- [68] KONDO, Y.: Behaviour of copper during high temperature oxidation of steel containing copper. In: *ISIJ International* 44 (2004), Nr. 9, S. 1576–1580
- [69] SAVAGE, W.F. ; NIPPES, E.F. ; MUSHALA, M.C.: Liquid-metal embrittlement of the heat-affected zone by copper contamination. In: *Welding Journal* 57 (1978), August, Nr. 8, S. 237–245
- [70] SUZUKI, H.G.: Strain rate dependence of Cu embrittlement in steels. In: *ISIJ International* 37 (1997), Nr. 3, S. 250–254
- [71] SEO, S.-J. ; ASAKURA, K. ; SHIBATA, K.: Effects of 0,4% Si and 0,02% P additions on surface hot shortness in 0,1%–0,5% Mn steels containing 0,5% Cu. In: *ISIJ International* 37 (1997), Nr. 3, S. 240–249
- [72] FROHBERG, M.G.: *Thermodynamik für Werkstoffingenieure und Metallurgen*. Dt. Verlag für Grundstoffindustrie, 1994. – 90 S
- [73] KUBASCHEWSKI, O.: *Iron - binary phase diagrams*. Springer-Verlag / Verlag Stahleisen m.b.H., 1982
- [74] CZICHOS, H. (Hrsg.) ; BAM (Hrsg.): *Hütte – Die Grundlagen der Ingenieurwissenschaften*. Springer, 1996
- [75] COPELAND, M.I. ; HOWE, J.S.: Preventing formation of copper alloys of tin, antimony and arsenic on steel surfaces During Reheating to Reduce Hot Shortness / Bureau of Mines. 1975. – Forschungsbericht. – 1–23 S
- [76] NAGASAKI, C. ; KIHARA, J.: Effect of copper and tin on hot ductility of ultra-low and 0.2 % carbon steels. In: *ISIJ International* 37 (1997), Nr. 5, S. 523–530

- [77] DILIGENT-BERVEILLER, S. ; GAUTIER, E. ; IUNG, T. ; RÉGLÉ, H. ; CHABANET, S.: Influence of copper on recrystallization of Ti-IF sheet steels. In: SAKAI, T. (Hrsg.) ; SUZUKI, H.G. (Hrsg.): *The Fourth International Conference on Recrystallisation and Related Phenomena*, 1999, S. 757–762
- [78] FRIMER, J. ; MEADE, D. ; MILITZER, M. ; POOLE, W.: precipitation hardening of copper-containing IF steels. In: *42nd Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings* Bd. 38, David L. Kanagy, October 2000, S. 469–476
- [79] OHTSUKA, H. ; GHOSH, G. ; NAGAI, K.: Effects of Cu on diffusional transformation behaviour and microstructure in Fe-Mn-Si-C steels. In: *ISIJ International* 37 (1997), Nr. 3, S. 296–301
- [80] MILITZER, M. ; DESCHAMPS, A. ; DILNEY, S. ; MEADE, D.: Effect of Cu on microstructure in low-carbon steels. In: *41st Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings* Bd. 37, David L. Kanagy, October 1999, S. 735–742
- [81] WADA, H. ; HOUBAERT, Y. ; PENNING, J. ; DILEWIJNS, J.: Ausscheidungs-vorgänge während der Wärmebehandlung kupferhaltiger Stähle. In: *Steel Research* 56 (1985), Nr. 7, S. 397–403
- [82] KIMURA, Y. ; TAKAKI, S.: Phase transformation mechanism of Fe-Cu alloys. In: *ISIJ International* 37 (1997), Nr. 3, S. 290–295
- [83] SKOUFARI-THEMISTOU, L. ; CROWTHER, D.N. ; MINTZ, B.: Strengthening and impact behaviour of Cu containing steels. In: *Materials Science Technology* 15 (1999), S. 1069–1079
- [84] HORNBOGEN, E. ; GLENN, R.C.: A metallographic study of precipitation of copper from alpha iron. In: *Transactions of the Metallurgical Society of AIME* 218 (1960), August, S. 1064–1070
- [85] LIU, J. ; XIE, D. ; WANG, D. ; GAO, L. ; WEN, M. ; LUO, S. ; LI, P. ; GUI, J. ; WANG, R.: Effects of Cu content on the ageing kinetics of Cu-added interstitial-free steels. In: *ISIJ International* 39 (1999), Nr. 6, S. 614–616
- [86] HORNBOGEN, E.: The role of strain energy during precipitation of copper and gold from α -iron. In: *Acta Metallurgica* 10 (1962), S. 525–533

-
- [87] MONZEN, R. ; TAKADA, K. ; WATANABE, C.: Coarsening of spherical Cu particles in an α -Fe matrix. In: *ISIJ International* 44 (2004), Nr. 2, S. 442–444
- [88] OSAMURA, K. ; OKUDA, H. ; OCHIAI, S. ; TAKASHIMA, M. ; ASANO, K. ; FURUSAKA, M. ; KISHIDA, K. ; KUROSAWA, F.: Precipitation hardening in Fe-Cu binary and quaternary alloys. In: *ISIJ International* 34 (1994), Nr. 4, S. 359–365
- [89] HORNBOGEN, E.: Aging and plastic deformation of an Fe–0.9 % Cu alloy. In: *Transaction of American Society of Metals* 57 (1964), S. 120–132
- [90] HOPKIN, L.M.T. ; JENKINSON, E.A.: Creep resistance and metallographic structure of 2 $\frac{1}{4}$ %Cr-1%Mo steel with and without a tin addition. In: *Journal of The Iron and Steel Institute* 200 (1962), May
- [91] STEPHENSON, E.T.: The effect of tin on the toughness of some common steels. In: *Metallurgical Transactions A* 11A (1980), March, S. 517–524
- [92] ELIASSON, J. ; SIWECKI, T. ; KOZIEL, T. ; HUTCHINSON, B.: Processing and final properties of strip cast steel products containing copper and tin from scrap / Swedish Institute for Metals Research. 2003. – Forschungsbericht
- [93] DRÜCKER, S.: *Die Bildung und Vermeidung von Zunder beim Zweirollen-Gießverfahren*, Technische Universität Berlin, Diss., 2001
- [94] KURZ, W. ; FISHER, D.J.: *Fundamentals of Solidification, 4th Revised Edition*. Trans Tech Publications Ltd., Switzerland, 1998
- [95] BERGNER, D. ; NEUMANN, G. ; TÖLLE, V.: Application of the modified electrostatic model to impurity diffusion in γ -iron. In: *Defect and Diffusion Forum* Bd. 194–199, Scitec Publications, Switzerland, 2001, S. 127–132
- [96] KAUR, I. ; GUST, W. ; KOZMA, L.: Iron-Tin/Tin. In: *Handbook of grain and interphase boundary diffusion data* Bd. 2, Ziegler Press, Stuttgart, 1989
- [97] MATSUMARA: Fe in molten FeO – SiO₂, chemical diffusion. In: *Diffusion Data* Bd. 4, 1970

- [98] INSTITUT FÜR EISENHÜTTENKUNDE DER RWTH-AACHEN: ZTU-Schaubild für den St 14.
- [99] ROHLOFF, H. ; NEUSCHÜTZ, E.: Fließspannung und Entfestigung bei der Warmumformung von Stahl. Verlag Stahleisen, Düsseldorf 1990. – Forschungsbericht
- [100] PAWELSKI, O. ; BRUNS, E.: Wärmeübergang und Temperaturfelder beim Warmwalzen von Stahl unter besonderer Berücksichtigung des Zunderinflusses / Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH. 1974. – Forschungsbericht
- [101] FILATOV, D. ; PAWELSKI, O. ; RASP, W.: Laboratory tests on brittle-ductile behaviour of scale in the roll gap during hot rolling. In: *METEC Congress 03 – 3rd European Rolling Conference*, Stahlinstitut VDEh, June 2003, S. 103–108
- [102] GRIGULL, U. ; SANDNER, H.: *Wärmeleitung*. Springer-Verlag, 1979
- [103] ZIMMERMANN, H.: *Oberflächenrisse beim Dünnbandgießen von Stahl*, RWTH-Aachen, Diss., 2000
- [104] SCHMITZ, J.-W. ; BÜCHNER, A.R.: Das endabmessungsnahe Gießen dünner Stahlbänder in einer kraftgeregelten Zweirollenanlage vom Bessemer-Typ. In: *Stahl u. Eisen* 111 (1991), Nr. 2, S. 69–77
- [105] KOPP, R. ; WIEGELS, H.: *Einführung in die Umformtechnik*. Verlag der Augustinus Buchhandlung, 1998
- [106] MASCANZONI, A. ; DAMASSE, J.M. ; HOHENBICHLER, G.: Development of carbon steel strip casting for Eurostrip. In: *Steel Times International* 25 (2001), Nr. 8, S. 45–46
- [107] PATEL, J.K. ; EVANS, P.J. ; WILSHIRE, B.: Optimisation of hot strip mill processing conditions for niobium HSLA-steels. In: *Thermomechanical Processing of Steels* Bd. 1, IOM Communications Ltd, May 2000, S. 265–274
- [108] JUNTUNEN, P. ; KARJALAINEN, P. ; PELTOLA, A.: Effect of annealing conditions on the texture and normal anisotropy of al-killed steels in simulated batch annealing. In: *Steel Research International* 75 (2004), Nr. 3, S. 182–183

- [109] BATE, P.S.: University of Birmingham, 1997
- [110] BLECK, W. ; KREMER, K.J. ; ACHENBACH, U. ; GRIMPE, F. ; KALINOWSKI, B. ; MÜSCH, K. ; NICKLAS, D. ; NIESSEN, T. ; PAPAMANTELLOS, K. ; REINHOLD, P. ; SCHÖLER, A. ; STARK-SEUKEN, D.: *Praktikum Werkstoffprüfung*. Institut für Eisenhüttenkunde der RWTH-Aachen, 1996

Lebenslauf

PERSÖNLICHE DATEN

Name: Stephan Jean-Marie Ivan Pötschke
Geburtsdatum: 6. Oktober 1973 (Aachen)
Nationalität: Deutsch und Französisch
Eltern: Prof. Dr.-Ing. habil. Jürgen Pötschke
Christiane Pötschke, geb. Romann

SCHULAUSBILDUNG UND ZIVILDIENTST

1980–1984 Grundschole an der Waldlehne in Essen
1984–1994 Gymnasium Grashofstraße in Essen
1994–1995 Caritasverband Essen e.V.

STUDIUM

1995–2000 Studium und Diplomabschluss der Metallurgie und Werkstofftechnik an der RWTH-Aachen
1998–1999 Studium und Diplomabschluss Diplôme d’Etudes Supérieures Spécialisées - Procédés Fabrication et Mise en Oeuvre des Matériaux (DESS PFMOM) an der Université de Metz in Frankreich

BERUFSTÄTIGKEIT

Feb.–Jul. 2001 Patentingenieur in der Patentanwaltskanzlei Stenger, Watzke und Ring in Düsseldorf
2001–2004 Wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH in Düsseldorf
Seit Jan. 2005 Thyssen Krupp Nirosta GmbH in Krefeld